

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L9: Entry 17 of 48

File: JPAB

Apr 28, 1997

PUB-NO: JP409111405A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 09111405 A

TITLE: LOW STRAIN TYPE CARBURIZED AND QUENCHED STEEL STOCK FOR GEAR

PUBN-DATE: April 28, 1997

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

EGUCHI, TOYOAKI

MAJIMA, HIROSHI

INT-CL (IPC): C22 C 38/00; C21 D 6/00; C21 D 9/32; C22 C 38/18; C22 C 38/38; C22 C 38/46; C22 C 38/50; C22 C 38/58; C23 C 8/22; F16 H 55/06

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a steel stock for gear, minimal in strain, by specifying a chemical composition and a structure, respectively.

SOLUTION: This steel stock has a composition which consists of, by weight, 0.10-0.35% C, 0.01-2.5% Si, 0.20-2.50% Mn, 0.01-2.50% Cr, 0.01-2.5% Al, and the balance iron and satisfies $Si+Al=0.5$ to 2.6% and in which Ac_3 , represented by equation I, and DI , represented by equation II, are regulated to 850-960°C and 30-250mm, respectively. The steel stock is carburized at 850-1,000°C, hardened at 800-950°C, and tempered, by which the noncarburized zone is provided with dual-phase structure consisting of martensite containing 10-70area% ferrite. Further, one or more kinds selected from a first group consisting of 0.01-0.70% Mo, 0.01-2.0% Ni, 0.01-0.70% W, and 0.01-1.0% V and/or a second group consisting of 0.005-1.0% Ti, 0.005-0.50% Nb, and 0.005-0.50% Zr can be added to this steel. Moreover, Mo and Ni can be eliminated, Si content can be changed to 0.50-2.5%, and Al can be moved to the second group and Al content can be changed to 0.005-2.0%. It is desirable to regulate DI to 30-150mm.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-111405

(43) 公開日 平成9年(1997)4月28日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 N
C 2 1 D 6/00			C 2 1 D 6/00	D
9/32			9/32	A
C 2 2 C 38/18			C 2 2 C 38/18	
38/38			38/38	

審査請求 有 請求項の数10 F D (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平7-289383

(22) 出願日 平成7年(1995)10月11日

(71) 出願人 000109820

トーア・スチール株式会社

東京都千代田区五番町6番地2

(72) 発明者 江口 豊明

宮城県仙台市泉区鶴が丘4-11-28

(72) 発明者 馬島 弘

宮城県仙台市青葉区米ヶ袋一丁目1番6号

(74) 代理人 弁理士 瀬谷 奈津夫

(54) 【発明の名称】 低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材

(57) 【要約】

【課題】 歪みが極めて小さい歯車用鋼材の化学成分組成を決定する。

【解決手段】 wt.%でC:0.10~0.35%, Si:0.01~2.5%, Mn:0.20~2.50%, Cr:0.01~2.50%, Al:0.01~2.5%且つSi+Al:0.5~2.6%, 残部:鉄及び不可避不純物で、(1)式: $Acs = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mn - 11Cr + 40Al - 15.2Ni + 13.1W + 104V + 40Ti}$ — (1) によるAcsが、850~960℃、(2)式: $DI = 7.95 \sqrt{C(1+0.70Si)(1+3.3Mn)(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36Ni)(1+5.0V)}$ — (2) によるDIが30~250mmの成分組成の鋼材に、850~1000で浸炭、800~950で焼入れをし、焼戻しをし、鋼材の非浸炭部が10~70面積%のフェライトを含むマルテンサイトよりなる二相組織の鋼材にする。更に、Mo:0.01~0.70%, Ni:0.01~2.0%, W:0.01~0.70%, V:0.01~1.0%の1群及び/又はTi:0.005~1.0%, Nb:0.005~0.50%, Zr:0.005~0.50%の2群の内1種以上を付加する。またMo, Niを削除しSi:0.50~2.5%に、Alを2群に移しAl:0.005~2.0%に変更する。望ましくは、DIを30~150mmにする。

1

2

【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0.10~0.35wt.%,
Si : 0.01~2.5 wt.%,
Mn : 0.20~2.50wt.%,
Al : 0.01~2.5 wt.%, および,
Cr : 0.01~2.50wt.%

*を含有し、且つ、

Si+Al : 0.5 ~2.6 wt.%

の関係を満たし、

残部：鉄および不可避不純物

からなる化学成分組成を有し、

しかも、下記(1)式：

$$Ac_3 = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40Al - 15.2Ni + 13.1W + 104V + 40Ti} \quad (1)$$

によって算出される Ac_3 点パラメーターが、850 ~960 10※下記(2)式：

℃の範囲内にあり、

$$D_I = 7.95 \sqrt{C(1+0.70Si)(1+3.3Mn)(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36Ni)(1+5.0V)} \quad (2)$$

によって算出される理想臨界直径(D_I)が30~250mm

の範囲内にある化学成分組成を有する鋼材であって、

前記鋼材に対して、温度850~1000℃の範囲内で

浸炭処理を施し、次いで、温度800~950℃の範囲

内で焼入れ処理を施し、そして、次いで、焼戻し処理を

施し、このようにして得られた前記鋼材の非浸炭部の組

織が、フェライトを10~70面積%含むマルテンサイ

トよりなる二相組織であることを特徴とする、低歪み型

浸炭焼入れ歯車用鋼材。

【請求項2】下記化学成分組成からなる群：

Mo : 0.01~0.70wt.%,

Ni : 0.01~2.0 wt.%,

W : 0.01~0.70wt.%, および、

V : 0.01~1.0 wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有

している、請求項1記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼

材。

【請求項3】下記化学成分組成からなる群：

Ti : 0.005 ~1.0 wt.%,

Nb : 0.005 ~0.50wt.%, および、

Zr : 0.005 ~0.50wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有

している、請求項1記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼★

$$Ac_3 = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40Al - 15.2Ni + 13.1W + 104V + 40Ti} \quad (1)$$

によって算出される Ac_3 点パラメーターが、850 ~960 ☆ ☆℃の範囲内にあり、下記(2)式：

$$D_I = 7.95 \sqrt{C(1+0.70Si)(1+3.3Mn)(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36Ni)(1+5.0V)} \quad (2)$$

によって算出される理想臨界直径(D_I)が30~250mm

の範囲内にある化学成分組成を有する鋼材であって、

前記鋼材に対して、温度850~1000℃の範囲内で

浸炭処理を施し、次いで、温度800~950℃の範囲

内で焼入れ処理を施し、そして、次いで、焼戻し処理を

施し、このようにして得られた前記鋼材の非浸炭部の組

織が、フェライトを10~70面積%含むマルテンサイ

トよりなる二相組織であることを特徴とする、低歪み型

浸炭焼入れ歯車用鋼材。

★材。

【請求項4】下記化学成分組成からなる群：

Mo : 0.01~0.70wt.%,

Ni : 0.01~2.0 wt.%,

W : 0.01~0.70wt.%, および、

V : 0.01~1.0 wt.%

20 から選んだ少なくとも1つの元素、並びに、下記化学成
分組成からなる群：

Ti : 0.005 ~1.0 wt.%,

Nb : 0.005 ~0.50wt.%, および、

Zr : 0.005 ~0.50wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有

している、請求項1記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼

材。

【請求項5】C : 0.10~0.35wt.%,

Si : 0.50~2.5 wt.%,

30 Mn : 0.20~2.50wt.%, および、

Cr : 0.01~2.50wt.%

を含有し、

残部：鉄および不可避不純物からなる化学成分組成を有

し、

しかも、下記(1)式：

◆【請求項6】下記化学成分組成からなる群：

W : 0.01~0.70wt.%, および、

V : 0.01~1.0 wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有

している、請求項5記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼

材。

【請求項7】下記化学成分組成からなる群：

Al : 0.005 ~2.0 wt.%,

◆50 Ti : 0.005 ~1.0 wt.%,

3

Nb : 0.005 ~ 0.50wt.%, および、

Zr : 0.005 ~ 0.50wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有している、請求項5記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材。

【請求項8】下記化学成分組成からなる群：

W : 0.01 ~ 0.70wt.%, および、

V : 0.01 ~ 1.0 wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素、並びに、

下記化学成分組成からなる群：

Al : 0.005 ~ 2.0 wt.%,

Ti : 0.005 ~ 1.0 wt.%,

Nb : 0.005 ~ 0.50wt.%, および、

Zr : 0.005 ~ 0.50wt.%

から選んだ少なくとも1つの元素を、更に付加して含有している、請求項5記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材。

【請求項9】前記理想臨界直径 (D_I) は、30~150 mm の範囲内にある、請求項1~請求項4の内のいずれか1つに記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材。

【請求項10】前記理想臨界直径 (D_I) は、30~150 mm の範囲内にある、請求項5~請求項8の内のいずれか1つに記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、例えば、自動車、建設機械、産業機械等の歯車用鋼材として好適な、浸炭焼入れ時の歪み量が極めて小さい、低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】例えば、最近の自動車においては、運転時における静粛性が著しく向上しているが、それにもかかわらず運転時に騒音が生ずる。これは、主として歯車から発生するギヤノイズによるものである。ギヤノイズは、歯車の噛み合いの不具合によって発生するものであり、このような歯車の噛み合いの不具合は、所定形状に成形された歯車半製品に対し、その表面を硬化するために浸炭焼入れまたは浸炭窒化焼入れ（以下、浸炭焼入れと総称する）処理を施した時に生ずる歪みの結果発生する。

【0003】即ち、歯車用鋼材に対する浸炭焼入れ時に、マルテンサイトの生成による変態応力、即ち、オーステナイト組織からマルテンサイト組織に変態する時に生ずる体積膨張に起因する応力が発生するため、鋼材に歪みが生ずることを避けることができず、その結果、歯車の寸法精度を高く維持することができないためにギヤノイズが発生する。特に、自動車のトランスミッション用ギヤにおいては、騒音に対して極めて厳しい制限があるにもかかわらず、その形状が小さく且つ肉厚が薄いため、ギヤ内部の組織はベイナイトを一部含むマルテンサ

4

イト主体の組織になっているために、浸炭焼入れ時に歪みが生じやすく、これが歯車騒音の最大の発生原因になっている。

【0004】そこで、歯車の寸法精度の向上を図るために、浸炭焼入れされた歯車半成品を機械切削加工して、浸炭層を部分的に除去し、焼入れ歪みを低減させる歯形修正処理を施す方法がある。しかしながら、このような機械研削による歯形修正では、製造工程が増えることにより生産性が大幅に低下するのみならず、機械研削加工により製造コストが大幅に高騰するうえ、表面硬さや残留応力にむらが生ずるので、品質上からも問題がある。

【0005】上述した点から、歯車用鋼材は、浸炭焼入れ後、歯形修正処理を施さず使用されることが多く、従って、浸炭焼入れされた歯車半成品の寸法精度向上のために、焼入れ歪みを低減することが必要とされている。このような浸炭焼入れ歪み量は、鋼材の焼入れ性によって大きく影響される。更に、浸炭焼入れは、通常約920℃の高温で行われるので、浸炭中にオーステナイト結晶粒が粗大化することも、歪み発生原因の一つとされている。更に、最近では、浸炭時間を短縮して生産性を向上させるために、浸炭温度を高め、これに伴い焼入温度もたかめる方法が試行されている。

【0006】歯車用鋼材の焼入れ歪みを低減する方法については、従来から種々の研究がなされており、例えば、焼入れ性がジョミニバンドの下限になるように鋼材の化学成分組成を特定の狭い範囲内にコントロールして焼入れ性を低く抑える方法が知られ、また、特開平4-247848号公報および特開昭59-123743号公報等は、浸炭および保温中の結晶粒粗大化を抑制するために、鋼中に、Al、Ti、Nb等の結晶粒微細化元素を適正量添加することにより結晶粒を微細に調整する方法（以下、先行技術1という）を開示している。

【0007】また、特開平5-70925号公報は、S、i、Mn、Cr、MoおよびV等の化学成分組成を特定範囲に限定した鋼からなる歯車半成品に対し浸炭窒化処理を施した後、これを歯表面部即ち浸炭窒化部（以下、同じ）の A_{r1} 変態点以下の温度域まで冷却する。次いで、歯表面部の A_{r3} 変態点以上で且つ歯内部即ち非浸炭部（以下、同じ）の A_{r1} 変態点以下である温度域に保持することにより、歯表面部をオーステナイト状態に保ちつつ歯内部を微細なフェライト・パーライトにし、次いで、焼入れをし、そして、焼戻しをすることにより、歯表面部の浸炭窒化部をマルテンサイトにし、既に変態を終了している歯内部を焼きの入っていないフェライトと微細パーライトに維持するという方法（以下、先行技術2という）が開示されている。図5に、歯車の歯内部、歯表面部および歯車芯部を説明する概略斜視図を示す。

【0008】また、例えば特開平3-260048号公報は、タフトライドやガス窒化、ガス軟窒化などの低温

で行なう窒化処理により熱処理歪みの低減を図る方法
(以下、先行技術3という)を開示している。

【0009】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上述した各先行技術には、下記問題がある。先行技術1は、結晶粒を微細に調整することにより浸炭および保温中の結晶粒粗大化を抑制することができるので、歯内部における焼入れ歪みのバラツキを小さくすることができ、且つ、焼入れ歪みを均一化することができるという利点を有する。しかしながら、先行技術1は、マルテンサイト変態に伴う歪みの発生を抑制するのに限界があり、歪みを十分に小さくすることができないという問題を有する。

【0010】先行技術2は、歯内部をフェライト・パーライト組織にすることによりマルテンサイト発生に伴う体積膨張による焼入れ歪みを軽減することができるという利点を有する。しかしながら、先行技術2は、歯内部即ち非浸炭部がフェライト・パーライト組織であるために、十分な靱性を確保することが困難であり、且つ、熱処理温度を厳格に管理しなければならないので、熱処理操作が複雑となり、生産性を阻害するのみならず、コスト高になるという問題を有する。

【0011】先行技術3は、表面に硬い窒素化合物層を形成させることができるので、良好な耐磨耗性を有する表面硬化層を得ることができ、また、500〜700℃の低温域で処理するので処理部品の変形が小さいという利点を有する。しかしながら、先行技術3は、硬化層深さが浅く、十分な硬化層を得るには50〜100時間にも及ぶ長時間の窒化処理が必要であるため、生産性を阻害するのみならず、コスト高になるという欠点を有する。

【0012】従って、この発明の目的は、上述した問題を解決し、通常の効率的な浸炭処理をし、そして、焼入れおよび焼戻し処理をした後の歪みの発生量が極めて小さく、従って、寸法精度の高い歯車を得られ、その結果、使用時にギャノイズが発生しない、自動車、建設機械、産業機械等の歯車を、容易に且つ効率的に熱処理を行ない経済的に製造することができる、低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼を提供することにある。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上述した問題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果、下記知見を得た。

【0014】歯車用鋼材の浸炭焼入れ歪み量に影響を及ぼす主要因子は、オーステナイト組織がマルテンサイト組織に変態するときを生ずる体積膨張に起因する歪みにあることから、本発明者等は、焼入れ前の加熱時にオー

* ステナイト組織中にフェライトを10〜70%混在させ、浸炭焼入れ後の組織をフェライト・マルテンサイト二相組織とすることにより、焼入れ歪み量が劇的に低減することを見出した。

【0015】この発明においては、容易で且つ経済的な浸炭焼入れの熱処理条件で歯車を製造することができる鋼材を提供することも重要な目標の一つである。しかも、この発明の鋼材は、浸炭焼入れにより、マルテンサイト組織中にフェライトが混在する組織になることが必須要件である。従って、この発明の鋼材のAcs変態温度は、通常の浸炭焼入れ温度領域よりも高くなっていることが必要である。

【0016】そこで、鋼中Si、Mn、Cr、Mo、Al、V等の元素の、Acs変態温度に及ぼす影響について詳細に検討した結果、これらの元素の含有量を適正に限定することにより、通常の浸炭条件でも容易にフェライト・マルテンサイト二相組織が得られ、且つ、フェライト強化元素を適正量添加することにより、歯内部即ち非浸炭部が強化され、且つ、歯表面部の疲労強度が向上するので、歯元の疲労強度を低下させることなく焼入れ歪み量を劇的に低減し得ることを知見した。

【0017】本発明の内、請求項1に記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材は、上記知見に基づいてなされたものであって、C:0.10〜0.35wt.%, Si:0.01〜2.5wt.%, Mn:0.20〜2.50wt.%, Al:0.01〜2.5wt.%, および、Cr:0.01〜2.50wt.%を含有し、且つ、Si+Al:0.5〜2.6wt.%の関係を満たし、残部:鉄および不可避不純物からなる化学成分組成を有し、しかも、下記(1)式によって算出されるAcs点パラメーターが、850〜960℃の範囲内にあり、下記(2)式によって算出される理想臨界直径(DI)が30〜250mmの範囲内にある化学成分組成を有する鋼材であって、上記鋼材に対して、温度850〜1000℃の範囲内で浸炭処理を施し、次いで、温度800〜950℃の範囲内で焼入れ処理を施し、そして、次いで、焼戻し処理を施し、このようにして得られた上記鋼材の非浸炭部の組織が、フェライトを10〜70面積%含むマルテンサイトよりなる二相組織であることに特徴を有するものである。なお、この発明において、下記(1)式および(2)式によりAcs点パラメーターおよび理想臨界直径(DI)を算出するとき、(1)式および(2)式の右辺には所定の成分元素に係る項があるが、化学成分組成については限定のない成分元素であるNi、Mo、W、VおよびTiの含有量は0(零)であるとして算定するものとする。以下、請求項2〜10記載の発明についてもこれと同様とする。また、後述する実施例での比較鋼および従来鋼についてもこれと同様とする。

$$Acs = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40Al - 15.2Ni + 13.1W + 104V + 40Ti}$$

(1)

$$DI = 7.95 \sqrt{C(1+0.70Si)(1+3.3Mn)(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36Ni)(1+5.0V)}$$

【0018】また、請求項1に記載された発明の歯車用鋼材の化学成分組成に、更に、Mo:0.01~0.70wt.%, Ni:0.01~2.0 wt.%, W:0.01~0.70wt.%, および、V:0.01~1.0 wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、請求項1に記載された発明に更に、Ti:0.005~1.0 wt.%, Nb:0.005~0.50wt.%, および、Zr:0.005~0.50wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、または、請求項1に記載された発明に更に、Mo:0.01~0.70wt.%, Ni:0.01~2.0 wt.%, W:0.01~0.70wt.%, および、V:0.01~1.0 wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素、並びに、Ti:0.005~1.0 wt.%, Nb:0.005~0.50wt.%, および、Zr:0.005~0.50wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、のいずれかであれば一層望ましい。

【0019】本発明の内、請求項5に記載の低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材も、上記知見に基づいてなされたものであって、C:0.10~0.35wt.%, Si:0.50~2.5 wt.%, Mn:0.20~2.50wt.%, および、Cr:0.01~2.50wt.%を含有し、残部：鉄および不可避不純物からなる化学成分組成を有し、しかも、上記(1)式によって算出されるAcs点パラメーターが、850~960℃の範囲内にあり、上記(2)式によって算出される理想臨界直径(D_r)が30~250mmの範囲内にある化学成分組成を有する鋼材であって、上記鋼材に対して、温度850~1000℃の範囲内で浸炭処理を施し、次いで、温度800~950℃の範囲内で焼入れ処理を施し、そして、次いで、焼戻し処理を施し、このようにして得られた上記鋼材の非浸炭部の組織が、フェライトを10~70面積%含むマルテンサイトよりなる二相組織であることに特徴を有するものである。

【0020】また、請求項5に記載された発明の歯車用鋼材の化学成分組成に、更に、①W:0.01~0.70wt.%, および、V:0.01~1.0 wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、②請求項5に記載された発明に更に、Al:0.005~2.0 wt.%, Ti:0.005~1.0 wt.%, Nb:0.005~0.50wt.%, および、Zr:0.005~0.50wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、または、③請求項5に記載された発明に更に、W:0.01~0.70wt.%, および、V:0.01~1.0 wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素、並びに、Al:0.005~2.0 wt.%, Ti:0.005~1.0 wt.%, Nb:0.005~0.50wt.%, および、Zr:0.005~0.50wt.%からなる群から選んだ少なくとも1つの元素を付加して含有していることに特徴を有するもの、のいずれかであれば一層望まし

*い。

【0021】

【発明の実施の形態】この発明によれば、Acs変態温度を高め、且つ焼入れ性を向上させる元素であるSi、MoおよびV、並びに、Acs変態温度を高めるAl、TiおよびWの含有量を増加させることによって、浸炭焼入れ処理により容易にフェライト・マルテンサイト二相組織とすることができ、フェライトがマルテンサイトの膨張歪みを吸収することによって、焼入れ歪み量が大幅に減少し、更に、焼入れ時の歯車の芯部（以下、「歯車芯部」という。図5参照）の硬さも十分に確保できるので、従来鋼と遜色のない疲労強度が得られる。

【0022】また、自動車の歯車においては、歯元疲労強度の向上を目的として、ショットピーニング処理が施されることが多いが、本発明鋼材によれば、表面の粒界酸化層の形成が抑制され、且つ、焼入れ不良組織が発生しないので、ショットピーニング処理を施した場合、表面粗さが劣化することなく歯元疲労強度が増加する。更に、Si、Mo、W、Vによって焼戻し軟化抵抗が増大して面疲労強度が向上する。

【0023】このように、この発明においては、鋼材中の各元素は種々の作用効果を発揮し、鋼材に含有されるべき化学成分元素は必須成分と選択成分からなる。そして、選択成分を2グループに分けた。選択成分としてのWおよびVの作用効果の内、焼入れ性向上において共通するので第1のグループにし、また、Al、Ti、NbおよびZrを結晶粒微細化による焼入れ歪み抑制において共通するので第2のグループにした。

【0024】次に、この発明の浸炭焼入れ歯車用鋼材の化学成分組成を、上述した範囲内に限定した理由について、以下に述べる。

(1) 炭素(C)

炭素は、浸炭焼入れによる歯車芯部の強度を保証する上で必要な基本的元素であり、その作用を発揮させるためには、0.10 wt.%以上含有していることが必要であり、0.10 wt.%未満では、有効な浸炭硬化層深さを得るためには長時間を要するので工業的には不可である。しかしながら、炭素含有量が0.35 wt.%を超えると靱性の劣化および被削性の低下を招く。従って、炭素含有量を、0.10~0.35%の範囲内に限定すべきである。

【0025】この発明においては、請求項1~4および9記載の発明と、請求項5~8および10記載の発明とでは、シリコンおよびアルミニウムの化学成分組成を、一部分で重複しているものの他の部分で異なる組成範囲を限定した。これは、この発明におけるシリコンおよびアルミニウムのそれぞれの作用効果において、異なる特徴部分を適用したので、これに基づき一部分で重複しているものの他の部分で異なる組成範囲を限定することが必要となったためである。

【0026】(2) シリコン(Si)

はじめに、シリコン含有量の下限値について述べる。請求項1~4および9記載の発明においては、シリコンは脱炭素剤として重要な作用をする元素であり、このためには、0.01wt.%以上の添加を必要とし、更に、浸炭処理における歯車表面の粒界酸化の進行を抑制するために、アルミニウム含有量とシリコン含有量との和(AI+Si含有量)で0.50wt.%以上を必要とする(後述する)。ここで、浸炭処理の粒界酸化の進行原因は、浸炭処理時に浸炭ガス中に不可避的に存在する微量酸素と結合することによって、上記微量酸素が鋼材の深部まで侵入するのを防止することができないからである。この場合には、粒界酸化が著しく深くなり、歯車の歯元疲労強度の低下を招く。これに対して、請求項5~8および10記載の発明は、上記粒界酸化の進行による歯元疲労強度の低下を、シリコン単独で抑制しようとする場合であり、このためには、シリコン含有量が0.50wt.%未満では不十分である。但し、Si+Al含有量の下限を限定しない場合である。一方、シリコンは、フェライト形成元素であり、Acs変態点を高めるのに有効であり、且つ、比較的安価な元素である。更に、焼戻し軟化抵抗を増大させて、面疲労強度を向上させる。しかしながら、シリコン含有量が2.5wt.%を超えて過剰になると、フェライト量が多くなり過ぎて、強度および靱性が低下するのみならず、SiO₂系の非金属介在物が増加する結果、逆に疲労強度の低下を招く。従って、シリコン含有量は、2.5wt.%以下にしなければならない。以上により、請求項1~4および9記載の発明においては、シリコン含有量を、0.01~2.5wt.%の範囲内に限定すべきであり、一方、請求項5~8および10記載の発明においては、シリコン含有量を、0.50~2.5wt.%の範囲内に限定すべきである。

【0027】(3) アルミニウム(Al)

アルミニウムは窒素と結合してAlNを生成し、結晶粒を微細化させることにより、焼入れ時の歪みを小さくする上、靱性および疲労強度を向上させるのに有効な元素である。このために必要なアルミニウム含有量の下限値は、請求項1~4および9記載の発明においては、0.01wt.%以上であり、一方、請求項5~8および10記載の発明においては、0.005wt.%以上である。このように、請求項5~8および10記載の発明における方が少量のアルミニウム含有量でよい理由は、シリコン含有量の下限を0.50wt.%以上と、請求項1~4および9記載の発明の場合(0.01wt.%以上)よりも多目に限定しているため、このシリコンが上述した粒界酸化によりアルミニウムが消費されるを守ってくれるから、その分だけ少なくても良いからである。また、アルミニウムはシリコンと同様にフェライト形成元素であり、経済的にAcs変態点を大きく高めることができる。しかしながら、アルミニウム含有量が所定量を超えて多量になると

アルミナ系介在物が増加して、靱性および疲労強度の低下を招く。この所定量の値は、請求項1~4および9記載の発明の場合には、2.5wt.%であり、一方、請求項5~8および10記載の発明においては、2.0wt.%である。このように、請求項5~8および10記載の発明における方が少量のアルミニウム含有量でよい理由は、シリコン含有量の下限を0.50wt.%以上と、請求項1~4および9記載の発明の場合(0.01wt.%以上)よりも多目に限定しているため、け少なくても良いからである。以上により、請求項1~4および9記載の発明においては、アルミニウム含有量を、0.01~2.5wt.%の範囲内に限定すべきであり、一方、請求項5~8および10記載の発明においては、アルミニウム含有量を、0.005~2.0wt.%の範囲内に限定すべきである。また、シリコンとアルミニウムを併用する場合には、鋼の清浄性、靱性を確保するため、その総量は2.6wt.%以下に規制することが望ましい。

【0028】(4) シリコン(Si)+アルミニウム(Al)

請求項1~4および9記載の発明においては、Si+Al含有量が0.5wt.%未満では、浸炭処理時に浸炭ガス中の微量酸素と結合する表層のSi濃度が低いために、上記微量酸素が歯車半製品の深部まで侵入して、粒界酸化層が著しく深くなる結果、歯元疲労強度の低下を招く。一方、Si+Al含有量が2.6wt.%を超えると、鋼材の清浄性および靱性が低下しはじめる。従って、Si+Al含有量を、0.5~2.6wt.%の範囲内に限定すべきである。一方、請求項5~8および10記載の発明においては、Si含有量が0.50wt.%以上であるから、Si+Al含有量の下限値限定は不要である。また、Si+Al含有量が2.6wt.%以下であることが望ましいが、鋼材の清浄性および靱性の許容水準を低目側に広くとることを図るために、必須条件とはしない。

【0029】(5) マンガン(Mn)

マンガンは、焼入れ性を向上させ、そして歯車芯部の強度を確保するのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには、0.20wt.%以上含有させることが必要である。しかしながら、マンガンにはAcs変態点を大きく低下させる作用があるので、その含有量が2.50wt.%を超えて多量になると、マルテンサイトおよびフェライトの二相組織が得られなくなるだけでなく、硬度が高くなり過ぎ、被削性の劣化を招く。従って、マンガン含有量を、0.20~2.50wt.%の範囲内に限定すべきである。

【0030】(6) クロム(Cr)

クロムは、マンガンと同様に焼入れ性を向上させるのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには0.01wt.%以上含有させることが必要である。しかしながら、クロムにはマンガンと同様にAcs変態点を低下させる作用があるので、その含有量が2.50wt.%を超えて多量になると、マルテンサイトおよびフェライトの二相組

11

織が得られなくなるだけでなく、硬度が高くなり過ぎ、被削性の劣化を招く。従って、クロム含有量を、0.01～2.50 wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0031】(7) モリブデン(Mo)

請求項1～4および9記載の発明においては、モリブデンはAcs変態点を高めてフェライト生成に有効であり、更に、焼入れ性、焼戻し軟化抵抗性、靱性および疲労強度を向上させるのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには0.01 wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、モリブデンは極めて高価な元素であり、その含有量が0.70 wt. %を超えて添加しても上記効果は飽和して経済的な不利を招く。従って、モリブデン含有量を、0.01～0.70 wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0032】(8) ニッケル(Ni)

請求項1～4および9記載の発明においては、ニッケルは、焼入れ性および靱性を高めるのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには、0.01 wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、ニッケル含有量が2.0 wt. %を超えて多量になると硬度が高くなり過ぎ、被削性が劣化する上、ニッケルは高価な元素であるために経済的な不利を招く。従って、ニッケル含有量を、0.01～2.0 wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0033】(9) タングステン(W)

タングstenは、モリブデンと同様にAcs変態点を高めてフェライト生成に有効であり、また、焼戻し軟化抵抗を増大させて、面疲労強度を向上させ、更に、靱性および歯元疲労強度を向上させるのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには、0.01 wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、タングstenも高価な元素であり、その含有量が0.70 wt. %を超えて添加しても、効果の割りには経済的な不利を招く。従って、タングsten含有量を、0.01～0.70 wt. %の範囲内に限定すべきである。なおタングstenとモリブデンを併用して添加する場合にはその総量は0.70 wt. %以下とするのが望ましい。0.70 wt. %を超える場合には浸炭焼入れ歪みが大きくなって好ましくない。

【0034】(10) バナジウム(V)

バナジウムは、Acs変態点を高める作用が大きく、また焼入れ性を高め歯元疲労強度を向上させ、焼戻し軟化抵抗を増大させて、面疲労強度を向上させるのに有効な元素であり、且つ、炭窒化物を生成し結晶粒を微細化させ、焼入れ歪みを小さく抑える作用を有しており、その作用を発揮させるためには0.01 wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、バナジウム含有量が1.0 wt. %を超えると、その効果が飽和し経済的な不利を招くばかりか、炭窒化物の量が多くなって靱性の低下を招く。従って、バナジウム含有量を、0.01～1.0 wt. %*

12

*の範囲内に限定すべきである。

【0035】(11) チタン(Ti)

チタンもフェライト形成元素であり、Acs変態点を高める作用が大きく、またオーステナイト結晶粒を微細化するのに有効な元素であり、且つ、浸炭部および歯内部の降伏強度を高めて、疲労強度の向上に寄与する作用を有しており、その効果を発揮させるためには、0.005wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、チタン含有量が1.0wt. %を超えると、その効果が飽和し経済的な不利を招くばかりか、炭窒化物の量が多くなり過ぎて靱性の低下を招く。従って、チタン含有量を、0.005～1.0wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0036】(12) ニオブ(Nb)

ニオブもオーステナイト結晶粒を微細化するのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには0.005wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、ニオブ含有量が0.50wt. %を超えると、その効果が飽和し経済的な不利を招くばかりか、炭窒化物の量が多くなって靱性の低下を招く。従って、ニオブ含有量を、0.005～0.50wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0037】(13) ジルコニウム(Zr)

ジルコニウムもチタン、ニオブと同様にオーステナイト結晶粒を微細化するのに有効な元素であり、その作用を発揮させるためには0.005wt. %以上含有させることが必要である。しかしながら、ジルコニウム含有量が0.50wt. %を超えると、その効果が飽和し経済的な不利を招くばかりか、炭窒化物の量が多くなって靱性の低下を招く。従ってジルコニウム含有量を、0.005～0.50 wt. %の範囲内に限定すべきである。

【0038】なお、本発明鋼中には、不可避不純物としてのP、CuおよびO含有量は、できるだけ低い方が望ましい。また、Nは結晶粒を微細化させる目的で、必要に応じて、0.20wt. %までは添加が許される。また被削性を向上させるために、必要に応じて、S、Pb、CaおよびSe等の快削元素を含有させてもよい。

【0039】(14) Acs点パラメーター：従来の常法による浸炭処理における熱処理パターン例を、図6に示す。歯車用鋼材を920℃で浸炭し、炭素を鋼の内部に拡散させた後、歪みを低減するため浸炭温度より低温の850℃に保持し、次いで、オイル等で急冷して焼入れをする。従って、歯車用鋼材の下記(1)式によって算出されるAcs点パラメーターが850℃未満では、浸炭後に850℃に保持しても、オーステナイト中にフェライトを確保することができない。一方、上記Acs点パラメーターが960℃を超えると、オーステナイト中のフェライト量が過剰になり、歯車芯部の強度が不足する。従って、本発明鋼の下記(1)式：

$$Acs = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40Al - 15.2Ni + 13.1W + 104V + 40Ti}$$

(1)

13

によって算出されるAcs点パラメーターを、850～960℃の範囲内に限定すべきである。

【0040】(15)理想臨界直径(D_I):理想臨界直径(D_I)は鋼の焼入れ性を表わす値である。一般的に、鋼材が鋼材製品として使用されるときに要求される鋼材*

$$D_I = 7.95 \sqrt{C(1+0.70Si)(1+3.3Mn)(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36Ni)(1+5.0V)}$$

14

* 製品のオーステナイト粒度番号は、8番であり、浸炭焼入れ歯車においても同じである。所望の疲労強度を確保するためには、オーステナイト粒度番号が8番のときの鋼材の理想臨界直径(D_I)の算出式である下記(2)式:

(2)

により算出される理想臨界直径(D_I)値が30mm以上であることを必要とする。一方、上記理想臨界直径(D_I)値が250mmを超えると、オーステナイト組織中に混在しているフェライトによるマルテンサイトの変態歪みの吸収効果が無くなり、焼入れ歪みが大きくなる。従って、オーステナイト粒度番号を8番として、上記(2)式により算出される理想臨界直径(D_I)値が、30～250mmの範囲内になるように歯車の化学成分組成を限定すべきである。そして、焼入れ歪みを更に小さくするためには、その値を30～150mmの範囲内に限定することが望ましい。なお、オーステナイト粒度番号が8番以外のときには、その粒度番号に応じて上記(2)式の右辺の係数が定まるので、オーステナイト粒度番号に応じたD_Iの算出式を用いた算定値が、上述した範囲内になるように歯車の化学成分組成を限定すべきである。

【0041】浸炭焼入れ温度について

次に、鋼材に対する浸炭温度は、容易に、且つ、効率的に浸炭処理を行なうことができる温度にすべきである。浸炭温度が850℃未満では、Cの拡散速度が遅く、所望の浸炭深さを得るのに長時間を要する。一方、浸炭温度が1000℃を超えると、結晶粒が粗大化し易く、且つ、鋼材表面の酸化が著しくなる結果、面疲労特性が低下する。従って、浸炭温度を、850～1000℃の範囲内に限定すべきである。

【0042】浸炭処理後に行なう焼入れ温度が、800℃未満では、上記浸炭炉の炉温をその温度まで低下させるのに長時間を要する。一方、焼入れ温度が950℃を超えると、焼入れ後に得られるマルテンサイト組織中のフェライト面積%を所望の値に確保することが困難とな*

※り、また、焼入れ歪み量も大きくなる。従って、焼入れ温度は、800～950℃の範囲内に限定すべきである。

【0043】歯内部の組織(非浸炭部の組織)のフェライト量について

浸炭焼入れ・焼戻し後の非浸炭部である歯内部の組織のフェライト量が、10%未満ではマルテンサイトの変態歪みを十分に吸収することができず、焼入れ歪みを小さく抑制することができない。一方、上記フェライト量が70%を超えると、歯内部において所望の強度および靱性を確保することが困難になる。従って、歯内部の組織のフェライト量を、10～70%の範囲内に限定すべきである。なお、この時、マルテンサイトは残留オーステナイトおよび/またはベイナイトを一部含んでいてもよい。

【0044】

【実施例】次に、この発明を、実施例により比較例と対比しながら説明する。

【実施例1】請求項1～4および9に対応する本発明の実施例を説明する。表1および2に示す本発明の条件(化学成分組成、Acs点パラメーター、理想臨界直径(D_I)、浸炭温度、焼入れ温度、および、浸炭焼入れ・焼戻し後の非浸炭部のフェライト面積%)の範囲内である本発明鋼No.1～15、並びに、表3および表4に示す本発明の範囲外の条件である比較鋼のNo.16～23および従来鋼No.24～27の供試鋼用インゴットを調製した。

【0045】

【表1】

15

16

No	化 学 成 分 (wt%)												Ac点 平均 (℃)	D ₁ 值 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	歯内部 7.5μ 面積率 (%)
	C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
本 発 明 鋼	1	0.25	1.48	0.03	0.86	0.68	—	—	—	—	—	—	852	77	860	810	12
	2	0.12	0.14	2.45	0.43	1.45	—	—	—	—	—	—	825	30	920	850	5
	3	0.32	2.43	0.11	1.80	0.34	—	—	—	—	—	—	860	146	920	850	18
	4	0.14	1.45	1.01	0.22	2.43	—	—	—	—	—	—	915	65	920	850	44
	5	0.19	2.43	0.06	2.42	0.03	—	—	—	—	—	—	871	91	920	850	20
	6	0.13	2.45	0.05	1.25	2.39	—	—	—	—	—	—	894	246	920	850	31
	7	0.11	2.43	0.02	0.35	0.45	—	—	—	—	—	—	949	31	980	940	67
	8	0.19	2.24	0.20	0.46	0.75	0.65	—	—	—	—	—	938	173	910	840	57

【0046】

* * 【表2】

No	化 学 成 分 (wt%)												Ac点 平均 (℃)	D ₁ 值 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	歯内部 7.5μ 面積率 (%)
	C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
本 発 明 鋼	9	0.13	1.75	0.75	0.86	0.15	—	1.88	—	—	—	—	899	54	910	840	35
	10	0.20	0.45	0.35	0.34	0.25	0.35	0.21	—	—	—	—	858	34	910	840	16
	11	0.12	0.05	2.46	0.86	0.68	0.56	—	—	—	0.03	—	884	72	910	840	51
	12	0.18	1.83	0.03	0.65	0.76	0.03	—	0.66	—	0.03	—	892	68	910	840	32
	13	0.15	2.10	0.11	2.14	0.64	—	—	0.12	0.01	0.85	0.46	905	153	910	840	40
	14	0.16	2.11	0.51	0.25	1.30	—	—	—	0.25	—	—	857	123	910	840	68
	15	0.28	1.35	0.06	0.68	0.03	0.16	—	—	0.94	—	0.15	955	243	960	900	65

【0047】

* * 【表3】

17

18

	No.	化学成分 (wt%)												Ac3点 以下 (℃)	D _I 値 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	焼入れ 後フェライト 面積率 (%)
		C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
比較鋼	16	0.22	1.66	0.05	1.21	2.61	—	—	—	—	—	—	—	835	287	920	850	7
	17	0.09	2.66	0.12	0.18	0.68	—	—	—	—	—	—	—	970	26	920	850	76
	18	0.12	0.22	2.58	2.63	0.05	—	—	—	—	—	—	—	882	34	920	850	28
	19	0.37	1.76	0.68	0.72	0.45	—	—	—	—	—	—	—	875	72	920	850	21
	20	0.18	0.82	2.15	1.54	0.52	0.76	0.02	—	—	—	—	—	928	226	920	850	52
	21	0.25	0.60	0.35	0.81	0.43	—	2.18	—	—	1.11	—	—	841	71	920	850	8
	22	0.18	2.41	0.03	1.32	1.55	0.03	0.06	0.75	—	—	0.57	—	893	241	920	850	44
	23	0.21	0.48	0.36	0.54	0.43	—	—	—	1.09	—	0.05	0.55	955	188	920	850	69

【0048】

* * 【表4】

	No.	化学成分 (wt%)												Ac3点 以下 (℃)	D _I 値 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	焼入れ 後フェライト 面積率 (%)
		C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
従来鋼	24	0.21	0.24	—	1.50	0.56	—	—	—	—	—	—	—	786	56	920	850	5
	25	0.19	0.25	0.03	0.82	1.12	0.19	—	—	—	—	0.04	—	813	81	920	850	7
	26	0.22	0.28	0.04	0.55	0.57	0.20	1.78	—	—	—	—	—	785	74	920	850	8
	27	0.35	0.25	0.03	0.79	1.15	0.19	—	—	—	—	—	—	780	111	920	850	6

【0049】比較鋼No.16はCr含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが本発明の範囲より低く、理想臨界直径(D_I)が本発明より大きい鋼、比較鋼No.17はC、Mn含有量が本発明の範囲より少なく、Si含有量が多い、またAc3点パラメーターが本発明の範囲より高く、理想臨界直径(D_I)が本発明より小さい鋼、比較鋼No.18はAlおよびMn含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼、比較鋼No.19はC含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼、比較鋼No.20はMo含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼、比較鋼No.21はNiおよびTi含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが本発明の範囲より低い鋼、比較鋼No.22はWおよびNb含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼、比較鋼No.23はVおよびZr含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼である。

【0050】従来鋼No.24～27は従来のJIS鋼種であって、従来鋼No.24はJIS SMn420であり、従来鋼No.26はJIS SCM420であり、従来鋼No.27はJIS SNCM420であり、従来鋼No.25はJIS SCM435であって、いずれもSi含有量およびAc3点パラメーターが本発明の範囲を外れて少ない鋼である。

30※【0051】【実施例2】請求項5～8および10に対応する本発明の実施例を説明する。表5に示す本発明の条件(化学成分組成、Ac3点パラメーター、理想臨界直径(D_I)、浸炭温度、焼入れ温度、および、浸炭焼入れ・焼戻し後の非浸炭部のフェライト面積%)の範囲内である本発明鋼No.201～208、並びに、表6および7に示す本発明の範囲外の条件である比較鋼のNo.216～218および従来鋼No.224～227の供試鋼用インゴットを調製した。

【0052】

40 【表5】

※50

19

No	化 学 成 分 (wt%)												△ _点 所 ₁ - ₂ (℃)	D ₁ 値 (mm)	焼成 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	焼入れ 時間 (分)	焼入れ 面積率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr						
本発明例	201	0.20	1.58	0.91	0.85	—	—	—	—	—	—	—	885	72	920	850	20	
	202	0.12	0.98	0.41	1.41	—	—	—	—	—	—	—	852	39	920	850	12	
	203	0.28	2.47	1.80	0.87	—	—	—	—	—	—	—	884	143	920	850	22	
	204	0.11	2.48	0.48	2.48	—	—	—	—	—	—	—	921	117	920	850	48	
	205	0.11	2.47	0.22	0.85	—	—	—	—	—	—	—	947	35	920	850	84	
	206	0.28	2.48	1.75	0.91	—	—	—	—	—	—	—	859	285	920	850	18	
	207	0.18	2.28	2.48	0.08	—	—	—	—	—	—	—	880	83	920	850	16	
	208	0.15	1.86	0.91	1.15	—	—	0.025	—	—	—	—	884	99	920	850	53	

【0053】

【表6】

10

20

30

【0054】

【表7】

20

No	化 学 成 分 (wt%)												Ac点 H ₁ -J ₁ (°C)	D ₁ 値 (mm)	焼成 温度 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	焼入れ 時間 (分)	焼入れ 面積率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr						
比	216	0.21	1.95	1.23	2.93	—	—	—	—	—	—	—	894	285	920	850	8	
較	217	0.09	2.68	0.18	0.95	—	—	—	—	—	—	—	995	28	920	850	74	
鋼	218	0.15	2.41	2.81	1.15	—	—	—	—	—	—	—	858	277	920	850	14	

21

No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr	Ac3点 温度(℃)	D _I (mm)	焼入れ 温度(℃)	焼戻し 温度(℃)	焼入れ 歪み(%)
224	0.19	0.25	1.48	0.55	—	—	—	—	—	—	—	—	792	52	850	820	8
225	0.22	0.24	0.81	1.12	0.21	—	0.024	—	—	—	0.08	—	805	88	850	820	5
226	0.21	0.22	0.59	0.95	0.19	1.76	0.038	—	—	—	—	—	794	87	850	820	5
227	0.38	0.27	0.82	1.08	0.18	—	0.035	—	—	—	—	—	780	108	850	820	5

21

【0055】比較鋼No. 216はCr含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが850℃未満で、理想臨界直径(D_I)も本発明の範囲を超えて大きい鋼、比較鋼No. 217はC含有量が本発明の範囲より少なく、Siが本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが965℃と高く、また理想臨界直径(D_I)も小さい鋼、比較鋼No. 218はMn含有量が本発明の範囲を超えて多く、理想臨界直径(D_I)も本発明の範囲を超えて大きい鋼である。

【0056】従来鋼No. 224～227は従来のJIS鋼種であって、従来鋼No. 224はJIS SMn420であり、従来鋼No. 225はJIS SCM420であり、従来鋼No. 226はJIS SNCM420であり、従来鋼No. 227はJIS SCM435であって、いずれもSi含有量およびAc3点パラ

22

メーターが本発明の範囲を外れて低い鋼である。

【0057】実施例1および2の本発明鋼、比較鋼および従来鋼のインゴットを熱間圧延して、直径20～90mmの丸棒鋼を調製し、得られた丸棒鋼に対し焼準処理を施した。焼準処理後の丸棒鋼から、焼入れ歪み試験片および疲労試験片を採取した。各試験片に対し浸炭焼入れ・焼戻し処理を施した後、浸炭焼入れ歪み量、回転曲げ疲労特性および歯車疲労特性を試験した。更に、焼準後の20mmの丸棒鋼について、浸炭焼入れ・焼戻しを行なった後、引張試験片および衝撃試験片を採取し、強度および靱性を試験した。なお、焼入れ温度での保持時間はすべて0.5Hrで油焼入れをし、また、焼戻しはすべて160℃×2Hrで行なった。各試験方法は下記の通りである。

【0058】(1) 浸炭焼入れ歪み量：直径65mmの丸棒鋼から、ネイビーC試験片を調製した。図1に、ネイビーC試験片の正面図を、図2に、その側面図を示す。ネイビーC試験片1は、両図に示したように、円盤状体に開口部2および円形状空間3を有し、試験片各部の寸法は、次のとおりである。

試験片直径(a):60mm、厚さ(b):12mm、円形状空間の直径(c):34.8mm、開口部間隔(d):6mm、試験片中心と開口部円中心との距離(p):10.2mm。

【0059】浸炭焼入れ・焼戻し後の歪み量の測定は、ネイビーC試験片の開口部間隔の、浸炭焼入れ前後の変化率を測定して行なった。ネイビーC試験片による浸炭焼入れ・焼戻し後の歪み量が、1.0%を超えるような大きな歪みを示す歯車用鋼材を用いて、歯車に加工し、これを浸炭焼入れ・焼戻しをした場合には、大きな変形が生じて、機械研削により歯形修正処理をしなければならず、機械研削を省略することができない。歯形修正研削を行なわず、浸炭焼入れ・焼戻しのまま歯車として使用を可能とするためには、ネイビーC試験片における浸炭焼入れ・焼戻し後の歪み量が、1.0%以下であることが必要であり、更に、歯車の形状・寸法等にかかわらず歯形修正研削を行なわずに使用することができるためには、0.5%以下であることが一層望ましい。

【0060】上記形状のネイビーC試験片1を各供試鋼当たり10個作製し、この試験片1に対し、浸炭・焼入れし、次いで、焼戻した後に、この試験片の開口部間隔(d)の、浸炭焼入れ・焼戻し前後の変化率を測定し、この値を浸炭焼入れ歪み量と定義した。浸炭焼入れ歪み量の試験結果を、試験繰返し数n=10の平均値およびそのバラツキで示す。表8～11に実施例1の試験結果を、そして、表12～14に実施例2の試験結果を示す。なお、以下の他の試験結果も同表に示す。

【0061】

【表8】

23

24

No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久力 (kg)	パビ の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)	
	平均	片片									
本 発 明 例	1	0.03	0.01	2	0	0.57	740	330	なし	95	76
	2	0	0	2	0	0.52	730	315	なし	920	80
	3	0.46	0.05	2	0	0.60	775	360	なし	1035	88
	4	0.02	0	1	0	0.62	750	345	なし	1025	85
	5	0.08	0.03	2	0	0.60	750	350	なし	980	95
	6	0.90	0.11	2	0	0.76	785	380	なし	1180	105
	7	0	0	2	0	0.53	735	320	なし	920	85
	8	0.53	0.05	1	0	0.65	780	370	なし	1050	94

【0062】

* * 【表9】

No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久力 (N)	かた り有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)	
	平均	片片									
本 発 明 例	9	0.02	0	2	0	0.58	740	325	なし	940	96
	10	0	0	1	0	0.55	735	335	なし	930	95
	11	0.05	0.01	2	0	0.57	735	330	なし	980	98
	12	0.03	0.01	1	0	0.58	730	320	なし	975	95
	13	0.42	0.04	2	0	0.65	780	365	なし	1045	93
	14	0.25	0.02	1	0	0.61	765	360	なし	1040	84
	15	0.87	0.07	2	0	0.80	780	360	なし	1200	78

【0063】

* * 【表10】

25

26

No.	焼入れ歪み量 ①		境界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	パitting の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)	
	平均	片丹									
比較鋼	16	1.15	0.21	2	1	0.85	705	310	なし	1300	55
	17	0	0	4	3	0.48	680	280	有り	880	120
	18	2.10	0.56	5	4	0.52	690	265	有り	920	37
	19	0.03	0.01	11	10	0.65	710	235	有り	1020	35
	20	1.15	0.12	4	3	0.78	700	285	有り	1150	45
	21	2.10	0.70	6	5	0.64	690	270	有り	1010	44
	22	0.94	0.15	3	2	0.81	700	280	有り	1250	34
	23	0.85	0.14	14	12	0.85	710	235	有り	1200	37

【0064】

* * 【表11】

		焼入れ歪み量 (%)		境界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	パitting の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	片丹								
従 来 鋼	24	2.30	0.85	16	15	0.58	685	235	有り	930	64
	25	2.85	0.90	17	16	0.63	680	300	有り	1030	82
	26	2.65	0.75	18	14	0.80	705	230	有り	965	65
	27	3.40	1.12	16	15	0.83	720	305	有り	1140	42

【0065】

※30※ 【表12】

		焼入れ歪み量 (%)		境界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	パitting の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	片方								
本 発 明 鋼	201	0.06	0.01	1	0	0.63	755	350	なし	1030	90
	202	0	0	2	0	0.58	740	320	なし	980	85
	203	0.41	0.05	1	0	0.70	780	360	なし	1180	85
	204	0.25	0.03	1	0	0.65	770	350	なし	1080	83
	205	0	0	2	0	0.57	750	350	なし	970	105
	206	0.88	0.09	1	0	0.88	780	370	なし	1280	85
	207	0.11	0.03	2	0	0.65	780	360	なし	1050	85
	208	0.20	0.04	1	0	0.70	775	365	なし	1120	130

【0066】

★ ★ 【表13】

27

28

	No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良層深さ (μm)	有効硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐久トルク (Nm)	チッピング の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	所計								
比較鋼	218	1.31	0.28	2	1	0.83	790	385	なし	1320	74
	217	0	0	5	3	0.50	680	275	有り	870	35
	218	1.10	0.09	6	4	1.05	680	280	有り	1250	37

【0067】

* * 【表14】

	No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良層深さ (μm)	有効硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐久トルク (Nm)	チッピング の有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	所計								
従来鋼	224	2.35	0.85	15	14	0.56	680	280	有り	880	65
	225	2.75	0.72	20	18	0.82	685	290	有り	1085	88
	226	2.60	0.70	15	13	0.58	715	300	有り	970	90
	227	3.40	1.10	16	15	0.83	735	310	有り	1185	38

【0068】(2) 非浸炭部のフェライト面積%：次に、浸炭焼入れ歪み量測定済みの試験片を用いて、各供試鋼の浸炭焼入れ・焼戻し後における非浸炭部のフェライト・マルテンサイト二相組織のフェライト面積%を鏡鏡試験で測定し、歯内部のフェライト面積%と定義し、測定結果を示した。

【0069】(3) 回転曲げ疲労特性：直径20mmの丸棒鋼から、平行部直径10mmの試験片を採取し、平行部にこれと直角方向の深さ1mmの切り欠き（応力集中係数 $\alpha=1.8$ ）を全周にわたってつけた、回転曲げ疲労試験片を調製し、この試験片に対し、ネイビーC試験片に対して施したと同じ条件で、浸炭焼入れ・焼戻し処理を施した後、ショットピーニング処理（アークハイト：0.6mmA、カバレッジ：300%）をし、このような処理の施された試験片に対し、小野式回転曲げ疲労試験機を使用して 10^7 回の回転曲げ疲労試験を行い、その回転曲げ疲労強度を測定し、結果を示した。

【0070】(4) 歯車疲労特性、および、粒界酸化層深さ、焼入れ不良層深さ、および、有効硬化層深さ：直径90mmの丸棒鋼から、切削加工によって外径75mm、歯幅10mm、モジュール2.5、歯数28枚の試験用歯車を調製し、上記回転曲げ疲労特性と同じ条件で、浸炭焼入れ・焼戻しおよびショットピーニング処理を施した後、得られた試験片に対し、動力循環式歯車疲労試験機を使用し、回転数：3000rpmで歯車疲労試験を行い、繰返し数 10^7 回で破損しなかったトルク値を歯車の歯元強度として求め、歯車疲労耐久トルクの試験結果、および、チッピングの有無を示した。更に、歯車疲労試験に供した歯車が※50

※ら歯部を切り出して所定の試験片を調製し、浸炭焼入れにともなう粒界酸化層深さ、焼入れ不良層深さ、および、有効硬化層深さを測定し、その結果を示した。

【0071】(5) 強度および衝撃値：浸炭焼入れ・焼戻し後の25mmφ丸棒からJIS4号引張試験片（平行部径：14mmφ）、および、JIS3号シャルピー試験片を調製し、引張試験および衝撃試験を行ない、それぞれにより歯車芯部の強度、および、歯車芯部の靱性を評価し、測定結果を示した。

【0072】実施例1の試験条件および結果を示した表1～4および8～11から明らかなように、比較鋼No.16はCr含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが本発明の範囲より低く、理想臨界直径(D_I)が本発明より大きい鋼で、このため焼入れ歪みが1%を超えている。比較鋼No.17は、CおよびMn含有量が本発明の範囲より少なく、Si含有量が多い、またAc3点パラメーターが本発明の範囲より高く、理想臨界直径(D_I)が本発明より小さい鋼で、このためフェライト面積率が高くなって、芯部の強度が低く、回転曲げ疲労強度、歯車疲労耐久トルクが低い。比較鋼No.18は、AlおよびMn含有量が本発明の範囲を超えて多い鋼で、このため芯部の靱性が低く、且つ焼入れ歪みが1%を超えて大きい。比較鋼No.19は、C含有量が本発明の範囲を超えて高く、このため芯部の靱性が低い。比較鋼No.20は、Mo含有量が本発明の範囲を超えて多く、このため焼入れ歪みが1%を超えて大きい。比較鋼No.21は、NiおよびTi含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac3点パラメーターが本発明の範囲より低い、この

29

ため芯部の靱性が低く、且つ焼入れ歪みが1%を超えて大きい。比較鋼No.22は、WおよびNb含有量が本発明の範囲を超えて多く、このため芯部の靱性、回転曲げ疲労強度、歯車疲労耐久トルクが低い。比較鋼No.23は、VおよびZr含有量が本発明の範囲を超えて多く、このため芯部の靱性、回転曲げ疲労強度、歯車疲労耐久トルクが低い。

【0073】また従来鋼No.24～27は、フェライト面積率が5～8%であって本発明の範囲を外れて少なく、粒界酸化層深さおよび焼入れ不良層深さが大で、且つ、焼

10 入れ歪み量が多い。
【0074】これに対して、本発明鋼No.1～15は、従来鋼に比べ粒界酸化層が大幅に低減し、焼入れ不良層が全く認められず、且つ、浸炭焼入れ特性である浸炭の有効硬化層深さおよび芯部強度、並びに、衝撃値は、従来鋼と同等ないし同等以上であり、更に12～68%のフェライトが存在するフェライト・マルテンサイト二相組織となっているので、焼入れ歪み量は0～1%の間と小さく、ロット内のバラツキも少なかった。図3に本発明鋼および従来鋼の理想臨界直径(D_I)と浸炭焼入れ歪みの

20 関係を示す。これより明らかなように、本発明により熱処理歪みは著しく低減され、歪み0から従来鋼の40%程度までに小さくなっているのが判る。
【0075】また、比較鋼No.17～22および従来鋼No.24～27は、低トルク領域で歯面にチッピングが発生した。これに対して本発明鋼No.1～15は、従来鋼よりも優れた疲労強度および歯元強度を有しており、且つ、焼入れ不良層がなく、Si含有量の増加によって、焼戻し軟化抵抗が高くなり、チッピングが発生せず、面圧強度も強化された。

30 【0076】次に、実施例2の試験条件および結果を示した表5～7および表12～14から明らかなように、比較鋼No.216は、Cr含有量が本発明の範囲を超えて多く、Ac₃点パラメーターが低く、理想臨界直径(D_I)が大きいので、焼入れ歪みが1%を超えて大きい。比較鋼No.217は、C含有量が本発明の範囲より低く、Si含有量が本発明の範囲を超えて多く、フェライト面積率が70%を超え、また理想臨界直径(D_I)も小さい。このため十分な強度を確保することができず、回転曲げ疲労強度、歯車疲労耐久トルクが低い。比較鋼

40 No.218は、Mn含有量が本発明の範囲を超えて多いので、このため芯部の衝撃値が低い。また理想臨界直径(D_I)も本発明の範囲を外れて大きいので、焼入れ歪みが多い。
【0077】また従来鋼No.224～227は、フェライト面積率が5～8%であって本発明の範囲を外れて少なかったため、粒界酸化層深さおよび焼入れ不良層深さが大で、且つ、焼入れ歪み量が多かった。

50 【0078】これに対して、本発明鋼No.201～208は従来鋼に比べ粒界酸化層が大幅に低減し、焼入れ不

30

良層が全く認められず、且つ浸炭焼入れ特性である、浸炭の有効硬化層深さおよび芯部強度、衝撃値は、従来鋼と同等ないし同等以上であり、更に12～68%のフェライトが存在するフェライト・マルテンサイト二相組織となっているので、焼入れ歪み量は0～1%の間と小さく、ロット内のばらつきも少なかった。図4に本発明鋼および従来鋼の理想臨界直径(D_I)と浸炭焼入れ歪みの関係を示す。これより明らかなように、本発明により熱処理歪みは著しく低減され、歪み0から従来鋼の40%程度までに小さくなっているのが判る。

【0079】また、比較鋼No.217および218、並びに、従来鋼No.224～227は低トルク領域で歯面にチッピングが発生した。これに対して本発明鋼No.201～208は従来鋼よりも優れた疲労強度および歯元強度を有しており、且つ、焼入れ不良層がなく、Si含有量の増加によって、焼戻し軟化抵抗が高くなり、チッピングが発生せず、面圧強度も強化された。

【0080】

【発明の効果】この発明は、以上のように構成したので、浸炭焼入れ処理による歪み量を、従来鋼の2.3～3.5%程度に比べて、0～1.0%という小さい値に抑制することが可能であり、且つ、歯元強度に優れた歯車用鋼材を、通常の浸炭焼入れ処理によって得ることができ、歯形修正を施さない自動車用歯車として好適である上、浸炭焼入れ後に歯形修正を必要とする建設機械、産業機械等の歯車においても、浸炭焼入れ歪み量を減少し得るので、歯形修正を施す必要がなく、従って、加工コストの低減および生産性の向上を図ることができる低歪み型浸炭焼入れ歯車用鋼材を提供することができ、工業上多くの優れた効果がもたらされる。

【図面の簡単な説明】

【図1】浸炭焼入れ歪みを測定するための試験片の一例(ネイビーC試験片)を示す正面図である。

【図2】図2の側面図である。

【図3】実施例1における本発明鋼および従来鋼の理想臨界直径(D_I)と浸炭焼入れ歪み量との関係を示すグラフである。

【図4】実施例2における本発明鋼および従来鋼の理想臨界直径(D_I)と浸炭焼入れ歪み量との関係を示すグラフである。

【図5】歯車の歯内部およびは表面部を説明する概略斜視図である。

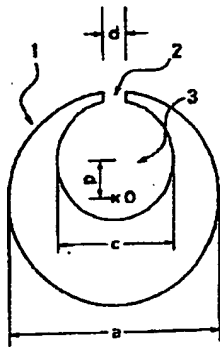
【図6】従来の常法による浸炭処理および焼入れの熱処理パターンの例を示すグラフである。

【符号の説明】

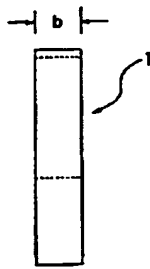
- 1 ネイビーC試験片
- 2 開口部
- 3 円形状空間
- 4 歯内部(非浸炭部)
- 5 歯表面部(浸炭部)

6 歯車芯部

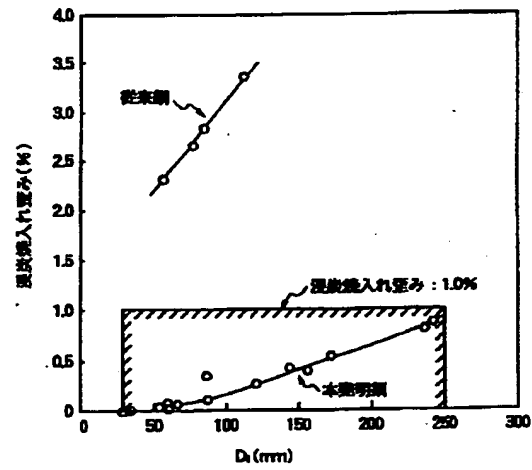
【図1】



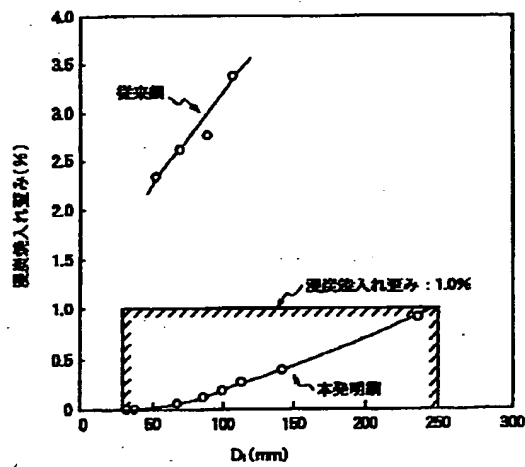
【図2】



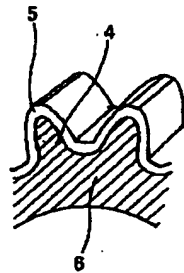
【図3】



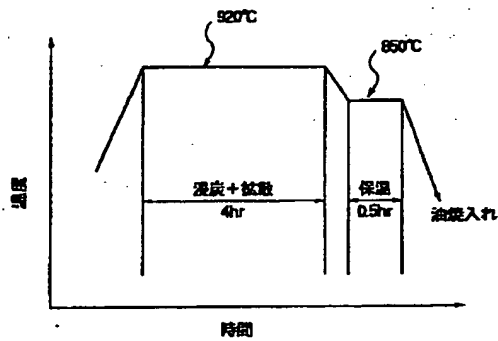
【図4】



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁵

識別記号

片内整理番号

FI

技術表示箇所

C 2 2 C 38/46

C 2 2 C 38/46

38/50

38/50

38/58

38/58

C 2 3 C 8/22

C 2 3 C 8/22

F 1 6 H 55/06

F 1 6 H 55/06

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]

C: 0.10-0.35wt.%, Si: 0.01 - 2.5 wt.%, Mn: 0.20-2.50wt.%, aluminum: 0.01 - 2.5 wt.%, And contain Cr: 0.01 - 2.50wt.% and the relation of Si+aluminum: 0.5 - 2.6 wt.% is filled. Remainder: It has the chemical entity presentation which consists of iron and an unescapable impurity, and, moreover, is following (1). Formula: $Ac_3 = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40aluminum - 15.2nickel + 13.1W + 104V + 40Ti}$ ----- (1) Ac_3 computed A point parameter is within the limits of 850 - 960 **, and it is following (2). Formula: $DI = 7.95 \sqrt{C(1 + 2.16Cr)(1 + 3.0Mo)(1 + 0.36nickel)(1 + 5.0V)(1 + 0.70Si)(1 + 3.3Mn)}$ ----- (2) Ideal critical diameter computed (DI) 30-250mm It is the steel materials which have the chemical entity presentation in within the limits, and carburization processing is performed by within the limits with a temperature of 850-1000 degrees C to said steel materials. Subsequently Hardening processing is performed by within the limits with a temperature of 800-950 degrees C. Subsequently The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings with which tempering processing is performed and the organization of the non-carburizing section of said steel materials obtained by doing in this way is characterized by 10-70 area % Being the two phase organization which consists of included martensite about a ferrite.

[Claim 2] Group: Mo: 0.01-0.70wt.% which consists of a following chemical entity presentation, nickel: 0.01 - 2.0 wt.%, W : 0.01-0.70wt.% and V : Steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 1 which add further at least one element chosen from 0.01 - 1.0 wt.%, and contain it.

[Claim 3] The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 1 which add further at least one element chosen from group: Ti: 0.005 which consists of a following chemical entity presentation - 1.0 wt.%, Nb: 0.005 - 0.50wt.%, and Zr: 0.005 - 0.50wt.%, and contain it.

[Claim 4] Group: Mo: 0.01-0.70wt.% which consists of a following chemical entity presentation, nickel: 0.01 - 2.0 wt.%, W : 0.01-0.70wt.%, And V : At least one element chosen from 0.01 - 1.0 wt.%, Group: Ti: 0.005 - 1.0 wt.% which becomes a list from the following chemical entity presentation, Nb: The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 1 which add further at least one element chosen from 0.005 - 0.50wt.% and Zr: 0.005 - 0.50wt.%, and contain it.

[Claim 5] C: 0.10-0.35wt.%, Si: 0.50 - 2.5 wt.%, Mn: 0.20-2.50wt.% and Cr: 0.01 - 2.50wt.% are contained. Remainder: It has the chemical entity presentation which consists of iron and an unescapable impurity, and, moreover, is following (1). Formula: $Ac_3 = 920 - 203 \sqrt{C + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40aluminum - 15.2nickel + 13.1W + 104V + 40Ti}$ ----- (1) Ac_3 computed A point parameter is within the limits of 850 - 960 **. Following (2) Formula: $DI = 7.95 \sqrt{C(1 + 2.16Cr)(1 + 3.0Mo)(1 + 0.36nickel)(1 + 5.0V)(1 + 0.70Si)(1 + 3.3Mn)}$ ----- Ideal critical diameter computed by (2) (DI) 30-250mm It is the steel materials which have the chemical entity presentation in within the limits, and carburization processing is performed by within the limits with a temperature of 850-1000 degrees C to said steel materials. Subsequently Hardening processing is performed by within the limits with a

temperature of 800-950 degrees C. Subsequently The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings with which tempering processing is performed and the organization of the non-carburizing section of said steel materials obtained by doing in this way is characterized by 10-70 area % Being the two phase organization which consists of included martensite about a ferrite.

[Claim 6] Group:W which consists of a following chemical entity presentation : 0.01-0.70wt.% and V : Steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 5 which add further at least one element chosen from 0.01 - 1.0 wt.%, and contain it.

[Claim 7] The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 5 which add further at least one element chosen from group:aluminum:0.005 which consists of a following chemical entity presentation - 2.0 wt.%, Ti:0.005 - 1.0 wt.%, Nb:0.005 - 0.50wt.%, and Zr:0.005 - 0.50wt.%, and contain it.

[Claim 8] Group:W which consists of a following chemical entity presentation : 0.01-0.70wt.%, And V : At least one element chosen from 0.01 - 1.0 wt.%, Group:aluminum:0.005 - 2.0 wt.% which becomes a list from the following chemical entity presentation, Ti: The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 5 which add further at least one element chosen from 0.005 - 1.0 wt.%, Nb:0.005 - 0.50wt.%, and Zr:0.005 - 0.50wt.%, and contain it.

[Claim 9] Said ideal critical diameter (DI) Steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings of any one publication in claim 1 - claim 4 which are within the limits of 30 - 150 mm.

[Claim 10] Said ideal critical diameter (DI) Steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings of any one publication in claim 5 - claim 8 which are within the limits of 30 - 150 mm.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings with the very small amount of distortion suitable as steel materials for gearings, such as an automobile, a construction equipment, and an industrial machine, at the time of carburization hardening.

[0002]

[Description of the Prior Art] For example, although it sets in the latest automobile and the silence at the time of operation is improving remarkably, the noise arises at the time of operation. This is based on the gear noise generated mainly from a gearing. A gear noise is generated according to the fault of engagement of a gearing, and such fault of engagement of a gearing is generated as a result of distortion produced when carburization hardening or carbonitriding hardening (it is hereafter named carburization hardening generically) processing is performed to the gearing half-finished products fabricated by the predetermined configuration, in order to harden the front face.

[0003] That is, since it cannot avoid that distortion arises in steel materials since the stress resulting from the cubical expansion produced when metamorphosing into martensitic structure from the transformation stress by generation of martensite, i.e., an austenite texture, occurs, consequently a gearing's dimensional accuracy cannot be highly maintained at the time of carburization hardening to the steel materials for gearings, a gear noise occurs. Especially, although there is a very severe limit to the noise in the gear for transmission of an automobile, since it is a martensite subject's organization in which the organization inside a gear contains a part of bainite since [that the configuration is small and] thickness is thin, it is easy to produce distortion at the time of carburization hardening, and this causes [of the gearing noise / greatest] generating.

[0004] Then, in order to aim at improvement in a gearing's dimensional accuracy, machine cutting of the gearing half product by which carburization hardening was carried out is carried out, a carburization layer is removed partially, and there is a method of performing profile modification processing which reduces the amount of hardening distortion. However, not only productivity falls sharply, but [when a production process increases,] in the profile modification by such machine grinding, in a manufacturing cost's soaring sharply by the machine grinding process, since unevenness arises in surface hardness or residual stress, there is a problem from on quality.

[0005] From the point mentioned above, to reduce hardening distortion for the improvement in dimensional accuracy of a gearing half product by which the steel materials for gearings are used after carburization hardening in many cases, without performing profile modification processing, therefore carburization hardening was carried out is needed. Such an amount of carburization hardening distortion is greatly influenced by the hardenability of steel materials. Furthermore, since carburization hardening is usually performed at the elevated temperature of about 920 **, it is also set to one of the distortion generating causes for austenite crystal grain to make it big and rough during carburization. Furthermore, recently, in order to shorten carburization time amount and to raise productivity, carburization

temperature is raised and the approach of also raising hardening temperature in connection with this is tried.

[0006] About the approach of reducing the amount of hardening distortion of the steel materials for gearings The method of controlling within the limits of [narrow] specification [the chemical entity presentation of steel materials], and suppressing hardenability low so that various researches may be made from the former, for example, hardenability may become the minimum of a JOMI knee band is learned. Moreover, JP,4-247848,A, JP,59-123743,A, etc. In order to control coarsening under carburization and incubation, the approach (henceforth the advanced technology 1) of adjusting crystal grain minutely into steel by carrying out proper amount addition of the grain-refining elements, such as aluminum, Ti, and Nb, is indicated.

[0007] moreover, JP,5-70925,A -- Si, Mn, Cr, Mo, and V etc. -- after performing carbonitriding processing to the gearing half product which consists of steel which limited the chemical entity presentation to the specific range, this is cooled to the temperature region of the 1 or less transformation point of Ar(s) of the gear-tooth surface section (hereafter the same), i.e., the carbonitriding section. In the 3 or more transformation point of Ar(s) of the gear-tooth surface section, subsequently, and by holding in the temperature region which is the 1 or less transformation point of Ar(s) inside a gear tooth (i.e., the non-carburizing section) (it is the same hereafter) The interior of a gear tooth is made into a detailed ferrite pearlite, maintaining the gear-tooth surface section at an austenite condition.

Subsequently How to maintain close [of baking of the interior of a gear tooth which used the carbonitriding section of the gear-tooth surface section as martensite, and has already ended the transformation by hardening and annealing] to the ferrite and fine pearlite which are not (henceforth the advanced technology 2) It is indicated. The outline perspective view which explains a gearing's interior of a gear tooth, the gear-tooth surface section, and gearing core part to drawing 5 is shown.

[0008] moreover -- for example, JP,3-260048,A is tough -- a truck -- the approach (henceforth the advanced technology 3) of aiming at reduction of heat treatment distortion by the nitriding treatment performed at low temperature, such as id, and gas nitriding, gas soft nitriding, is indicated.

[0009]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, there is the following problem in each advanced technology mentioned above. Since the advanced technology 1 can control coarsening under carburization and incubation by adjusting crystal grain minutely, it can make small variation in the hardening distortion in the interior of a gear tooth, and has the advantage that hardening distortion can be equalized. However, the advanced technology 1 has a limitation in controlling generating of the distortion accompanying a martensitic transformation, and it has the problem that distortion cannot be made small enough.

[0010] The advanced technology 2 has the advantage that the hardening distortion by the cubical expansion accompanying martensite generating is mitigable, by making the interior of a gear tooth a ferrite pearlite organization. However, since the interior of a gear tooth, i.e., the non-carburizing section, is a ferrite pearlite organization, the advanced technology 2 is difficult to secure sufficient toughness, and has the problem of it not only checking productivity, but it becoming complicated heat treatment operating it and becoming cost quantity since heat treatment temperature must be managed strictly.

[0011] Since the advanced technology 3 can obtain the hard facing layer which has good abrasion resistance since a hard nitride layer can be made to form in a front face and processes it in the low-temperature region which is 500-700 degrees C, it has the advantage that deformation of processing components is small. However, since the advanced technology 3 has the shallow hardening layer depth and the nitriding treatment of the long duration which reaches for obtaining sufficient hardening layer also in 50 - 100 hours is required, it not only checks productivity, but it has the fault of becoming cost quantity.

[0012] Therefore, the purpose of this invention solves the problem mentioned above, and carries out the usual efficient carburization processing. The yield of the distortion after carrying out hardening and tempering processing is very small, and it follows. It is in offering the steel for low distortion mold carburization hardening gearings which a gearing with high dimensional accuracy is obtained,

consequently a gear noise does not generate at the time of use and which can heat-treat easily and efficiently and can manufacture gearings, such as an automobile, a construction equipment, and an industrial machine, economically.

[0013]

[Means for Solving the Problem] this invention person etc. acquired the following knowledge, as a result of repeating research wholeheartedly that the problem mentioned above should be solved.

[0014] Since the key factor child who affects the amount of carburization hardening distortion of the steel materials for gearings was in distortion resulting from the cubical expansion produced when an austenite texture metamorphoses into martensitic structure, the amount of hardening distortion found out decreasing dramatically by this invention person's etc. making a ferrite intermingled 10 to 70% in an austenite texture at the time of heating before hardening, and considering the organization after carburization hardening as a ferrite martensite two phase organization.

[0015] In this invention, it is also one of the important targets to offer the steel materials which can manufacture a gearing on the heat treatment conditions of easy and economical carburization hardening. And it is indispensable requirements that the steel materials of this invention become the organization in which a ferrite is intermingled in martensitic structure with carburization hardening. Therefore, Ac3 of the steel materials of this invention The temperature of transformation needs to be higher than the usual carburization hardening temperature field.

[0016] then, inside Si, Mn, Cr, Mo, aluminum, and V of steel etc. -- by limiting the content of these elements proper, as a result of considering in a detail the effect affect the Ac3 transformation temperature of an element Since the interior of a gear tooth, i.e., the non-carburizing section, is strengthened and the fatigue strength of the gear-tooth surface section improves by obtaining a ferrite martensite two phase organization easily also on the usual carburization conditions, and carrying out proper amount addition of the ferrite strengthening element The knowledge of the ability to reduce the amount of hardening distortion dramatically was carried out without reducing the fatigue strength of a dedendum.

[0017] The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 1 among this inventions It is made based on the above-mentioned knowledge. C:0.10-0.35wt.%, Si: 0.01 - 2.5 wt.%, Mn:0.20-2.50wt.%, aluminum:0.01 - 2.5 wt.% and Cr:0.01 - 2.50wt.% are contained. And fill the relation of Si+aluminum:0.5 - 2.6 wt.% and it has the chemical entity presentation which consists of remainder:iron and an unescapable impurity. And following (1) Ac3 computed by the formula A point parameter It is within the limits of 850 - 960 **, and is following (2). Ideal critical diameter computed by the formula (DI) 30-250mm Are the steel materials which have the chemical entity presentation in within the limits, and the above-mentioned steel materials are received. Carburization processing is performed by within the limits with a temperature of 850-1000 degrees C, and, subsequently hardening processing is performed by within the limits with a temperature of 800-950 degrees C. Subsequently 10-70 area % Tempering processing is performed and the organization of the non-carburizing section of the above-mentioned steel materials obtained by doing in this way has the description for a ferrite for him to be the two phase organization which consists of included martensite. In addition, it sets to this invention and is Ac3 by following the (1) type and (2) types. A point parameter and ideal critical diameter (DI) Although there is a term concerning a predetermined component element in the right-hand side of (1) type and (2) types when computing The content of nickel, Mo, W, V, and Ti which are the component element which does not have limitation about a chemical entity presentation shall be calculated noting that it is 0 (zero). Hereafter, suppose that it is the same as that of this also about invention according to claim 2 to 10. Moreover, suppose that it is the same as that of this also about the comparison steel in the example mentioned later, and the conventional steel.

Ac3 =920-203 rootC+44.7Si+31.5Mo-30Mn-11Cr+40aluminum-15.2nickel+13.1W+104V+40Ti -----
 ---- (1) DI =7.95 rootC (1+2.16Cr) (1+3.0Mo) (1+0.36nickel) (1+5.0V) (1+0.70Si) (1+3.3Mn) -----

- (2) [0018] To the chemical entity presentation of the steel materials for gearings of invention indicated by claim 1, moreover, further Mo: 0.01-0.70wt.%, nickel:0.01 - 2.0 wt.%, W: What has the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of 0.01-0.70wt.%, and

V:0.01 - 1.0 wt.%, To invention indicated by claim 1, further Ti:0.005 - 1.0 wt.%, Nb: What has the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of 0.005 - 0.50wt.% and Zr:0.005 - 0.50wt.%, To invention indicated by claim 1, further Or Mo:0.01-0.70wt.%, nickel: 0.01 - 2.0 wt.%, W:0.01-0.70wt.%, And at least one element chosen from the group which consists of V:0.01 - 1.0 wt.%, In a list, Ti:0.005 - 1.0 wt.%, Nb:0.005 - 0.50wt.%, And if it is in the thing and ***** which have the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of Zr:0.005 - 0.50wt.%, it is much more desirable.

[0019] The steel materials for low distortion mold carburization hardening gearings according to claim 5 are also made among this inventions based on the above-mentioned knowledge. C: 0.10-0.35wt.%, Si:0.50 - 2.5 wt.%, Mn:0.20-2.50wt.% and Cr:0.01 - 2.50wt.% are contained. It has the chemical entity presentation which consists of iron and an unescapable impurity. Remainder : moreover Above (1) Ac3 computed by the formula A point parameter is within the limits of 850 - 960 **. Above (2) Ideal critical diameter computed by the formula (DI) 30-250mm It is the steel materials which have the chemical entity presentation in within the limits, and carburization processing is performed by within the limits with a temperature of 850-1000 degrees C to the above-mentioned steel materials. Subsequently 10-70 area % Hardening processing is performed by within the limits with a temperature of 800-950 degrees C, and subsequently tempering processing is performed, and the organization of the non-carburizing section of the above-mentioned steel materials obtained by doing in this way has the description for a ferrite for him to be the two phase organization which consists of included martensite.

[0020] To the chemical entity presentation of the steel materials for gearings of invention indicated by claim 5, moreover, further ** What has the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of W:0.01-0.70wt.%, and V:0.01 - 1.0 wt.%, To invention indicated by claim 5, further ** aluminum:0.005 - 2.0 wt.%, Ti: 0.005 - 1.0 wt.%, Nb:0.005 - 0.50wt.%, And the thing which has the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of Zr:0.005 - 0.50wt.%, To invention indicated by ** claim 5, further Or W:0.01-0.70wt.%, And at least one element chosen from the group which consists of V:0.01 - 1.0 wt.%, In a list, aluminum:0.005 - 2.0 wt.%, Ti:0.005 - 1.0 wt.%, Nb: If it is in the thing and ***** which have the description to add and contain at least one element chosen from the group which consists of 0.005 - 0.50wt.% and Zr:0.005 - 0.50wt.%, it is much more desirable.

[0021]

[Embodiment of the Invention] aluminum, Ti, and W which raise Ac3 transformation temperature to Si, Mo and V which are the element which according to this invention raises Ac3 transformation temperature and raises hardenability, and a list By making a content increase When it can consider as a ferrite martensite two phase organization easily by carburization hardening processing and a ferrite absorbs the expansion distortion of martensite, the amount of hardening distortion decreases sharply and it is the core part (henceforth a "gearing core part") of the gearing at the time of hardening further. Since the hardness of referring to drawing 5 is also fully securable, the fatigue strength which does not have steel and inferiority conventionally is obtained.

[0022] Moreover, in the gearing of an automobile, although shot-peening processing is performed for the purpose of improvement in dedendum fatigue strength in many cases, since according to this invention steel materials formation of a surface grain boundary oxidizing zone is controlled and a poor hardening organization does not occur, when shot-peening processing is performed, dedendum fatigue strength increases, without surface roughness deteriorating. Furthermore, Si, Mo, W, and V Resistance to temper softening increases and field fatigue strength improves.

[0023] Thus, in this invention, the chemical entity element with which each element in steel materials should contain the various operation effectiveness in exertion sushi and steel materials consists of an indispensable component and a selection component. And the selection component was divided into two groups. Since it was made the 1st group since it was common on the hardening disposition among the operation effectiveness of W and V as a selection component, and it was common in hardening distortion control according aluminum, Ti, Nb, and Zr to grain refining, it was made the 2nd group.

[0024] Next, the reason which limited the chemical entity presentation of the steel materials for

carburization hardening gearings of this invention within limits mentioned above is explained below.

(1) It is a fundamental element required when guaranteeing the reinforcement of the gearing core part by carburization hardening, carbon (C) carbon needs to contain more than 0.10 wt.%, in order to demonstrate the operation, and since under 0.10 wt.% takes long duration to it in order to obtain effective carburized case depth, it is industrially improper. However, if a carbon content exceeds 0.35 wt.%, degradation of toughness and the fall of machinability will be caused. Therefore, the carbon content should be limited to 0.10 - 0.35% of within the limits.

[0025] In this invention, by invention claims 1-4 and given in nine, and invention claims 5-8 and given in ten, although the chemical entity presentation of silicon and aluminum was overlapped partly, presentation range which is different in other parts was limited. In each operation effectiveness of the silicon in this invention, and aluminum, since this applied a different description part, although partly overlapped based on this, it is because it is necessary to limit presentation range which is different in other parts.

[0026] (2) Describe the lower limit of a silicone content at the beginning of silicon (Si). In invention claims 1-4 and given in nine, silicon is an element which carries out an operation important as a deoxidizer, for that, the addition more than 0.01wt.% is needed, and further, in order to control advance of the grain boundary oxidation on the front face of a gearing in carburization processing, it needs more than 0.50wt(s).% by the sum (aluminum+Si content) of an aluminum content and a silicone content (it mentions later). The cause of advance of grain boundary oxidation of carburization processing here is because it cannot prevent that the above-mentioned minute amount oxygen invades to the deep part of steel materials by combining with the minute amount oxygen which exists unescapable in carburization gas at the time of carburization processing. In this case, grain boundary oxidation becomes remarkably deep and causes the fall of a gearing's dedendum fatigue strength. On the other hand, invention claims 5-8 and given in ten is the case where control the fall of the dedendum fatigue strength by advance of the above-mentioned grain boundary oxidation by the silicon independent, and it is made into **, and, for that, under 0.50wt(s).% of a silicone content is inadequate [invention]. However, it is the case where the minimum of a Si+aluminum content is not limited. On the other hand, silicon is a ferrite formation element and is a comparatively cheap element effective in raising an Ac3 transformation point and. Furthermore, resistance to temper softening is increased and field fatigue strength is raised. However, when a silicone content becomes superfluous exceeding 2.5wt(s).%, a ferrite content increases too much and it is reinforcement and toughness not only falling but SiO2. The fall of fatigue strength is conversely caused as a result of the increment of nonmetallic inclusion of a system. therefore -- if a silicone content is not made below into 2.5wt.% -- 7 -- it is -- ** By the above, in invention claims 1-4 and given in nine, the silicone content should be limited within the limits of 0.01 - 2.5wt.%, and, on the other hand, the silicone content should be limited within the limits of 0.50 - 2.5wt.% in invention claims 5-8 and given in ten.

[0027] (3) Combine with nitrogen and aluminum (aluminum) aluminum is AlN. When making distortion at the time of hardening small by generating and making crystal grain make it detailed, it is an element effective in raising toughness and fatigue strength. For this reason, in invention claims 1-4 and given in nine, the lower limit of a required aluminum content is more than 0.01wt.%, and, on the other hand, is more than 0.005wt.% in invention claims 5-8 and given in ten. Thus, since the reason as which a more nearly little [aluminum / set / it / to invention claims 5-8 and given in ten] content is sufficient limits the minimum of a silicone content to many eyes rather than more than 0.50wt(s).% and the case (more than 0.01wt.%) of invention claims 1-4 and given in nine, and aluminum is consumed by grain boundary oxidation which this silicon mentioned above and it protects **, it is because there may be only few those parts. Moreover, aluminum is a ferrite formation element as well as silicon, and can raise an Ac3 transformation point greatly economically. However, if an aluminum content becomes abundant exceeding the specified quantity, alumina system inclusion will increase and the fall of toughness and fatigue strength will be caused. In invention claims 1-4 and given in nine, the value of this specified quantity is 2.5wt.%, and, on the other hand, is 2.0wt.% in invention claims 5-8 and given in ten. thus -- since the reason as which a more nearly little [aluminum / set / it / to invention claims 5-8 and given in

ten] content is sufficient limits the minimum of a silicone content to many eyes rather than more than 0.50wt(s).% and the case (more than 0.01wt.%) of invention claims 1-4 and given in nine -- ** -- it is because it may be few. By the above, in invention claims 1-4 and given in nine, the aluminum content should be limited within the limits of 0.01 - 2.5wt.%, and, on the other hand, the aluminum content should be limited within the limits of 0.005 - 2.0wt.% in invention claims 5-8 and given in ten. Moreover, in using silicon and aluminum together, in order to secure the detergency of steel, and toughness, as for the total amount, regulating below to 2.6wt(s).% is desirable.

[0028] (4) In invention of (Silicon Si) + aluminum (aluminum) claims 1-4 and nine publications, since Si concentration of the surface which a Si+aluminum content combines with the minute amount oxygen in carburization gas under by 0.5wt(s).% at the time of carburization processing is low, as a result of the above-mentioned minute amount oxygen's invading to the deep part of gearing half-finished products and a grain boundary oxidizing zone's becoming remarkably deep, cause the fall of dedendum fatigue strength. On the other hand, if a Si+aluminum content exceeds 2.6wt(s).%, the detergency and toughness of steel materials will begin to fall. Therefore, the Si+aluminum content should be limited within the limits of 0.5 - 2.6wt.%. On the other hand, since Si content is more than 0.50wt(s).% in invention claims 5-8 and given in ten, lower limit limitation of a Si+aluminum content is unnecessary. Moreover, although it is desirable for a Si+aluminum content to be below 2.6wt(s).%, in order to plan, it does not make to take the large permissible level of the detergency of steel materials, and toughness to a low eye side into an indispensable condition.

[0029] (5) Manganese (Mn) manganese raises hardenability and needs making it contain more than 0.20wt.%, in order to be an element effective in securing the reinforcement of a gearing core part and to demonstrate the operation. However, since manganese has the operation which reduces an Ac3 transformation point greatly, if the content becomes abundant exceeding 2.50wt(s).%, the two phase organization of martensite and a ferrite is not only no longer obtained, but a degree of hardness will become high too much, and it will cause degradation of machinability. Therefore, the manganese content should be limited within the limits of 0.20 - 2.50wt.%.

[0030] (6) Chromium (Cr) chromium is an element effective in raising hardenability like manganese, and in order it to demonstrate the operation, it needs making it contain more than 0.01 wt.%. However, since chromium has the operation which reduces an Ac3 transformation point like manganese, if the content becomes abundant exceeding 2.50 wt.%, the two phase organization of martensite and a ferrite is not only no longer obtained, but a degree of hardness will become high too much, and it will cause degradation of machinability. Therefore, the chromium content should be limited within the limits of 0.01 - 2.50 wt.%.

[0031] (7) In invention of molybdenum (Mo) claims 1-4 and nine publications, it is an element molybdenum raises an Ac3 transformation point, it is [molybdenum] effective in ferrite generation it, and still more effective in raising hardenability, resistance-to-temper-softening nature, toughness, and fatigue strength, and in order to demonstrate the operation, it is required to make it contain more than 0.01 wt.%. However, molybdenum is a very expensive element, and even if the content adds exceeding 0.70 wt.%, the above-mentioned effectiveness is saturated and causes economical disadvantage. Therefore, the molybdenum content should be limited within the limits of 0.01 - 0.70 wt.%.

[0032] (8) In invention of nickel (nickel) claims 1-4 and nine publications, nickel is an element effective in raising hardenability and toughness, and in order it to demonstrate the operation, it needs making it contain more than 0.01 wt.%. However, a nickel content is 2.0. If it becomes abundant exceeding wt.%, when a degree of hardness will become high too much and machinability will deteriorate, since nickel is an expensive element, it causes economical disadvantage. Therefore, it is a nickel content 0.01-2.0 It should limit within the limits of wt.%.

[0033] (9) It raises an Ac3 transformation point like molybdenum, and is effective in ferrite generation, and is an element effective in increasing resistance to temper softening, raising field fatigue strength, and raising toughness and dedendum fatigue strength further, and in order for a tungsten (W) tungsten to demonstrate the operation, it needs making it contain more than 0.01 wt.%. However, a tungsten is also an expensive element, and even if the content adds exceeding 0.70 wt.%, economical disadvantage

is invited considering effectiveness. Therefore, the tungsten content should be limited within the limits of 0.01 - 0.70 wt.%. In addition, when using a tungsten and molybdenum together and adding, as for the total amount, carrying out to below 0.70 wt.% is desirable. 0.70 When exceeding wt.%, carburization hardening distortion becomes large and is not desirable.

[0034] (10) Its operation which raises an Ac3 transformation point is large, and in order vanadium (V) vanadium raises hardenability, raises deddendum fatigue strength, increases resistance to temper softening, is an element effective in raising field fatigue strength, and generates carbon nitride, makes crystal grain make it detailed, has the operation which suppresses hardening distortion small and to demonstrate the operation, it needs making it contain more than 0.01 wt.%. However, a vanadium content is 1.0. If wt.% is exceeded, the effectiveness will be saturated, the amount of about [causing economical disadvantage] and carbon nitride will increase, and the fall of toughness will be caused. Therefore, it is a vanadium content 0.01-1.0 It should limit within the limits of wt.%.

[0035] (11) Titanium (Ti) titanium is also a ferrite formation element, the operation which raises an Ac3 transformation point is large, and in order to be an element effective in make austenite crystal grain detailed, and to raise the yield strength inside the carburization section and a gear tooth, to have the operation which contributes to improvement in fatigue strength and to demonstrate the effectiveness, it is required to make it contain more than 0.005wt.%. However, if a titanium content exceeds 1.0wt(s).%, the effectiveness will be saturated, the amount of about [causing economical disadvantage] and carbon nitride will increase too much, and the fall of toughness will be caused. Therefore, the titanium content should be limited within the limits of 0.005 - 1.0wt.%.

[0036] (12) It is an element effective in niobium (Nb) niobium making austenite crystal grain detailed, and in order to demonstrate the operation, it is required to make it contain more than 0.005wt(s).%. However, a niobium content If 0.50wt. % is exceeded, the effectiveness will be saturated, the amount of about [causing economical disadvantage] and carbon nitride will increase, and the fall of toughness will be caused. Therefore, the niobium content should be limited within the limits of 0.005 - 0.50wt. %.

[0037] (13) It is an element effective in making austenite crystal grain detailed like [a zirconium (Zr) zirconium] titanium and niobium, and in order to demonstrate the operation, it is required to make it contain more than 0.005wt(s).%. However, if a zirconium content exceeds 0.50wt(s). %, the effectiveness will be saturated, the amount of about [causing economical disadvantage] and carbon nitride will increase, and the fall of toughness will be caused. Therefore, the zirconium content should be limited within the limits of 0.005 - 0.50 wt.%.

[0038] In addition, in this invention steel, the lower possible one of P, Cu, and O content as an unescapable impurity is desirable. Moreover, N is the purpose which makes crystal grain make it detailed, and addition is allowed to 0.20wt. % if needed. Moreover, in order to raise machinability, free-cutting elements, such as S, Pb, calcium, and Se, may be made to contain if needed.

[0039] (14) Three Ac(s) parameter: The example of a heat treatment pattern in the carburization processing by the conventional conventional method is shown in drawing 6 . After carburizing the steel materials for gearings at 920 degrees C and making the interior of steel diffuse carbon, in order to reduce distortion, from carburization temperature, it holds at 850 degrees C of low temperature, and, subsequently hardens by quenching in oil etc. Therefore, following (1) of the steel materials for gearings Under by 850 **, even if three Ac(s) parameter computed by the formula holds at 850 degrees C after carburization, it cannot secure a ferrite into an austenite. On the other hand, if the three above-mentioned Ac parameter exceeds 960 **, the ferrite content in an austenite becomes superfluous and the reinforcement of a gearing core part runs short. Therefore, following (1) of this invention steel Formula:

$$Ac3 = 920 - 203 \sqrt{C} + 44.7Si + 31.5Mo - 30Mn - 11Cr + 40Aluminum - 15.2nickel + 13.1W + 104V + 40Ti$$

(1) Three Ac(s) parameter computed should be limited within the limits of 850 - 960 **.

[0040] (15) Ideal critical diameter (DI) : ideal critical diameter (DI) It is a value showing the hardenability of steel. There are eight austenite grain-size numbers of the steel-materials product generally demanded when steel materials are used as a steel-materials product, and they are the same also in a carburization hardening gearing. In order to secure desired fatigue strength Ideal critical diameter of steel materials in case there are eight austenite grain-size numbers (DI) Following (2) which

is a formula Formula: $DI = 7.95 \sqrt{C(1+2.16Cr)(1+3.0Mo)(1+0.36nickel)(1+5.0V)(1+0.70Si)(1+3.3Mn)}$ ----- (2) Ideal critical diameter computed (DI) A value needs that it is 30mm or more. On the other hand, it is the above-mentioned ideal critical diameter. (DI) A value is 250mm. If it exceeds, the absorption effect [martensite / by the ferrite intermingled in an austenite texture] of transformation distortion will be lost, and hardening distortion will become large. Therefore, it is the above (2), using an austenite grain-size number as No. 8. Ideal critical diameter computed by the formula (DI) The value should limit a gearing's chemical entity presentation so that it may become within the limits of 30 - 250 mm. And in order to make hardening distortion still smaller, it is 30-150mm about the value. Limiting to within the limits is desirable. In addition, since the multiplier of the right-hand side of the above-mentioned (2) formula becomes settled according to the grain-size number when an austenite grain-size number is except No. 8, a gearing's chemical entity presentation should be limited so that the calculation value using the formula of DI according to an austenite grain-size number may become within limits mentioned above.

[0041] Carburization temperature over steel materials should be made the temperature which can perform carburization processing easily and efficiently about carburization hardening temperature next. At less than 850 degrees C, carburization temperature has the slow diffusion rate of C, and takes long duration to obtain the desired carburization depth. If carburization temperature exceeds 1000 degrees C, as a result of being easy to make crystal grain big and rough and oxidation on the front face of steel materials becoming remarkable on the other hand, a field fatigue property falls. Therefore, carburization temperature should be limited within the limits of 850-1000 degrees C.

[0042] The hardening temperature performed after carburization processing takes long duration to reduce the coke oven temperature of the above-mentioned carburization furnace to the temperature at less than 800 degrees C. On the other hand, if hardening temperature exceeds 950 degrees C, it will become difficult to secure ferrite area % in the martensitic structure obtained after hardening to a desired value, and the amount of hardening distortion will also become large. Therefore, hardening temperature should be limited within the limits of 800-950 degrees C.

[0043] Organization inside a gear tooth (organization of the non-carburizing section) The ferrite content of the organization inside the gear tooth which is the non-carburizing section after carburization hardening / annealing cannot fully absorb the transformation distortion of martensite at less than 10% about a ferrite content, and the amount of hardening distortion cannot be controlled small. On the other hand, if the above-mentioned ferrite content exceeds 70%, it will become difficult to secure desired reinforcement and desired toughness in the interior of a gear tooth. Therefore, the ferrite content of the organization inside a gear tooth should be limited to 10 - 70% of within the limits. In addition, martensite may contain a part of retained austenite and/or bainite at this time.

[0044]

[Example] Next, this invention is explained while an example contrasts with the example of a comparison.

It reaches [example 1] claim 1-4, and the example of this invention corresponding to 9 is explained. the conditions (a chemical entity presentation and three Ac(s) parameter --) of this invention shown in Tables 1 and 2 In this invention steel No.1-15 and the list which are within the limits of ferrite area % of an ideal critical diameter (DI), carburization temperature, hardening temperature, and the non-carburizing section after carburization hardening / annealing The ingot for sample offering steel of No.16-23 of comparison steel and conventional steel No.24-27 which are the conditions of this invention shown in Table 3 and 4 out of range was prepared.

[0045]

[Table 1]

No	化学成分 (wt%)												Ac ₃ 点 /°C	D ₁ 値 (mm)	浸炭 温度 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	歯内部 フェライト 面積率 (%)
	C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
1	0.25	1.48	0.03	0.86	0.68	—	—	—	—	—	—	—	852	77	860	810	12
2	0.12	0.14	2.45	0.43	1.45	—	—	—	—	—	—	—	925	30	920	850	5
3	0.82	2.43	0.11	1.80	0.34	—	—	—	—	—	—	—	860	146	920	850	18
4	0.14	1.45	1.01	0.22	2.43	—	—	—	—	—	—	—	915	65	920	850	44
5	0.19	2.48	0.06	2.42	0.03	—	—	—	—	—	—	—	871	91	920	850	20
6	0.13	2.46	0.05	1.25	2.39	—	—	—	—	—	—	—	894	246	920	850	31
7	0.11	2.49	0.02	0.35	0.45	—	—	—	—	—	—	—	949	31	980	940	67
8	0.19	2.24	0.20	0.46	0.75	0.65	—	—	—	—	—	—	938	173	910	840	57

[0046]

[Table 2]

No	化学成分 (wt%)												Ac ₃ 点 /°C	D ₁ 値 (mm)	浸炭 温度 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	歯内部 フェライト 面積率 (%)
	C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb	Zr					
9	0.13	1.75	0.75	0.86	0.15	—	1.88	—	—	—	—	—	899	54	910	840	35
10	0.20	0.45	0.35	0.34	0.25	0.35	0.21	—	—	—	—	—	858	34	910	840	16
11	0.12	0.05	2.46	0.86	0.68	0.56	—	—	—	—	0.03	—	934	72	910	840	51
12	0.18	1.66	0.03	0.65	0.76	0.03	—	0.66	—	0.03	—	0.02	892	66	910	840	32
13	0.15	2.10	0.11	2.14	0.64	—	—	0.12	0.01	0.85	0.46	—	905	153	910	840	40
14	0.16	2.11	0.51	0.25	1.30	—	—	—	0.25	—	—	0.25	957	123	910	840	68
15	0.29	1.35	0.06	0.68	0.03	0.16	—	—	0.94	—	0.15	0.45	955	243	960	900	65

[0047]

[Table 3]

		化 学 成 分 (wt%)											Ac ₃ 点 所 ₁ ナ (℃)	D ₁ 値 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	歯内部 7.5μ 面積率 (%)	
		No	C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti						Nb
比 較 鋼	16	0.22	1.66	0.05	1.21	2.61	—	—	—	—	—	—	—	835	267	920	850	7
	17	0.09	2.66	0.12	0.18	0.66	—	—	—	—	—	—	—	970	26	920	850	76
	18	0.12	0.22	2.56	2.63	0.05	—	—	—	—	—	—	—	882	34	920	850	28
	19	0.37	1.76	0.68	0.72	0.45	—	—	—	—	—	—	—	875	72	920	850	24
	20	0.18	0.82	2.15	1.54	0.52	0.76	0.02	—	—	—	—	—	928	226	920	850	52
	21	0.25	0.60	0.36	0.81	0.43	—	2.18	—	—	1.11	—	—	841	71	920	850	8
	22	0.19	2.41	0.03	1.32	1.55	0.03	0.06	0.75	—	—	0.57	—	883	241	920	850	44
	23	0.21	0.48	0.36	0.54	0.43	—	—	—	1.09	—	0.05	0.55	955	168	920	850	69

[0048]

[Table 4]

No		化 学 成 分 (wt%)											Ac ₃ 点 所 ₁ ナ (℃)	D ₁ 値 (mm)	浸炭 温度 (℃)	焼入れ 温度 (℃)	歯内部 7.5μ 面積率 (%)
		C	Si	Al	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Ti	Nb					
従 来 鋼	24	0.21	0.24	—	1.50	0.56	—	—	—	—	—	—	786	56	920	850	5
	25	0.19	0.25	0.03	0.82	1.12	0.19	—	—	—	—	0.04	813	81	920	850	7
	26	0.22	0.28	0.04	0.55	0.57	0.20	1.78	—	—	—	—	785	74	920	850	8
	27	0.36	0.25	0.03	0.79	1.15	0.19	—	—	—	—	—	780	111	920	850	6

[0049] Comparison steel No.16 There are many Cr contents across the range of this invention, and three Ac(s) parameter is lower than the range of this invention. Steel with a larger ideal critical diameter (DI) than this invention, and comparison steel No.17 C, Three Ac(s) parameter is [there are few Mn contents than the range of this invention, and / many Si contents] and is higher than the range of this invention. Steel with an ideal critical diameter (DI) smaller than this invention, and comparison steel No.18 aluminum and Mn content exceed the range of this invention. Many steel, Comparison steel No.19 C content exceeds the range of this invention, and it is many steel and comparison steel No.20. Mo content exceeds the range of this invention. Many steel, Comparison steel No.21 There are many nickel and Ti contents across the range of this invention. Steel with three Ac(s) parameter lower than the range of this invention, and comparison steel No.22 W and Nb content are [V and Zr contents of many steel and comparison steel No.23] many steel across the range of this invention across the range of this invention.

[0050] the JIS steel type of the former [27 / conventional steel No.24 -] -- it is -- conventional steel No.24 JIS SMnC420 -- it is -- conventional steel No.26 JIS SCM420 -- it is -- conventional steel No.27 JIS SNCM420 it is -- conventional steel No.25 It is JIS SCM435, and Si content and three Ac(s) parameter separate from the range of this invention, and all are little steel.

[0051] It reaches [example 2] claim 5-8, and the example of this invention corresponding to 10 is explained. The ingot for sample offering steel of No.216-218 of comparison steel and conventional steel No.224-227 which are the conditions of this invention shown in Tables 6 and 7 at this invention steel No.201-208 which are within the limits of the conditions (chemical entity presentation, three Ac(s) parameter, ideal critical diameter (DI), carburization temperature, hardening temperature, and ferrite area [of the non-carburizing section after carburization hardening / annealing] %) of this invention shown in Table 5, and a list out of range was prepared.

[0052]

[Table 5]

No	化学成分 (wt%)										Ac ₁ 点 附近 (°C)	D ₁ 値 (mm)	浸炭 温度 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	歯内部 フェライト 面積率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr			
201	0.20	1.58	0.91	0.65	—	—	—	—	—	—	—	—	865	72	20
202	0.12	0.68	0.41	1.41	—	—	—	—	—	—	—	—	852	39	12
203	0.28	2.47	1.80	0.37	—	—	—	—	—	—	—	—	864	143	22
204	0.11	2.46	0.48	2.46	—	—	—	—	—	—	—	—	921	117	48
205	0.11	2.47	0.22	0.85	—	—	—	—	—	—	—	—	947	35	64
206	0.29	2.48	1.75	0.91	—	—	—	—	—	—	—	—	859	235	15
207	0.18	2.29	2.43	0.03	—	—	—	—	—	—	—	—	880	83	16
208	0.15	1.86	0.91	1.15	—	—	0.025	—	—	—	—	—	884	99	53

本発明鋼

[0053]

[Table 6]

No	化 学 成 分 (wt%)											Ac点 °C	D, 径 (mm)	焼入れ 温度 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	歯内部 757H 面積率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr				
比 216	0.21	1.65	1.23	2.63	—	—	—	—	—	—	—	—	265	850	850	8
較 217	0.09	2.68	0.18	0.65	—	—	—	—	—	—	—	—	26	850	850	74
鋼 218	0.15	2.41	2.81	1.15	—	—	—	—	—	—	—	—	277	850	850	14

[0054]

[Table 7]

No.	化学成分 (wt%)										D. 値 (mm)	Ac1点 時 (°C)	焼入れ 温度 (°C)	歯内部 欠陥 面積率 (%)
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	W	V	Ti	Nb	Zr		
224	0.19	0.25	1.48	0.55	—	—	—	—	—	—	—	—	850	8
225	0.22	0.24	0.81	1.12	0.21	—	0.024	—	—	—	0.03	—	850	5
226	0.21	0.22	0.58	0.55	0.18	1.78	0.029	—	—	—	—	—	850	8
227	0.36	0.27	0.82	1.08	0.18	—	0.035	—	—	—	—	—	850	5
従来例														

[0055] Comparison steel No.216 have many Cr contents across the range of this invention. Three Ac(s) parameter at less than 850 degrees C Also as for an ideal critical diameter (DI), large steel and comparison steel No.217 have few C contents across the range of this invention than the range of this invention. There is much Si across the range of this invention, steel also with a small ideal critical diameter (DI) with as high and three Ac(s) parameter as 965 ** and comparison steel No.218 have many Mn contents across the range of this invention, and an ideal critical diameter (DI) is also large steel across the range of this invention.

[0056] the JIS steel type of the former [227 / conventional steel No.224-] -- it is -- conventional steel No.224 -- JIS SMnC420 it is -- conventional steel No.225 -- JIS SCM420 -- it is -- conventional steel No.226 -- JIS SNCM420 it is -- conventional steel No.227 are JIS SCM435, and Si content and three Ac (s) parameter separate all from the range of this invention, and they are low steel.

[0057] The ingot of steel was hot-rolled this invention steel of examples 1 and 2, comparison steel, and

conventionally, round bar steel with a diameter of 20-90mm was prepared, and normalizing processing was performed to the obtained round bar steel. From the round bar steel after normalizing processing, the hardening distortion test piece and the fatigue test specimen were extracted. After performing carburization hardening / tempering processing to each test piece, the amount of carburization hardening distortion, the rotation bending fatigue property, and the gearing fatigue property were examined. Furthermore, about the 20mm round bar steel after normalizing, after performing carburization hardening and annealing, the test piece for tensile test and the impact test specimen were extracted, and reinforcement and toughness were examined. In addition, all the holding times in hardening temperature carried out oil-quenching by 0.5Hr(s), and all annealing was performed by 160 degree-Cx2Hr. Each test method is as follows.

[0058] (1) The amount of carburization hardening distortion : the navy C test piece was prepared from round bar steel with a diameter of 65mm. The front view of a navy C test piece is shown in drawing 1 , and the side elevation is shown in drawing 2 . The navy C test piece 1 has opening 2 and the circle configuration space 3 on a disc-like object, as shown in both drawings, and the dimension of each part of a test piece is as follows.

Test-piece (Diameter a): 60mm, thickness (b):12mm, (diameter c):34.8mm of circle configuration space, opening (spacing d):6 mm, a test piece core and (distance p):10.2mm based on opening circles.

[0059] Measurement of the amount of distortion after carburization hardening / annealing was performed by measuring the rate of change before and behind carburization hardening of opening spacing of a navy C test piece. It is processed into a gearing using the steel materials for gearings in which a big distortion to which the amount of distortion after carburization hardening / annealing by the navy C test piece exceeds 1.0 % is shown, and deformation big when carburization hardening and annealing are carried out can produce this, profile modification processing must be carried out by machine grinding, and machine grinding cannot be omitted. It is required for the amount of distortion after carburization hardening / annealing in a navy C test piece to be below 1.0 %, in order not to perform profile modification grinding but to make use possible as a gearing with carburization hardening and annealing, and in order to be able to use it, without performing profile modification grinding irrespective of a gearing's configuration, dimension, etc., it is much more more desirable still that it is below 0.5 %.

[0060] Ten navy C test pieces 1 per each sample offering steel of the above-mentioned configuration were produced, it carburized and hardened to this test piece 1, and subsequently, after carrying out temper, the rate of change before and behind carburization hardening / annealing of opening spacing (d) of this test piece was measured, and this value was defined as the amount of carburization hardening distortion. An average value with n= 10 trial repeats and its variation show the test result of the amount of carburization hardening distortion. The test result of an example 2 is shown in Tables 8-11 in the test result of an example 1, and Tables 12-14. In addition, other following test results are shown in this table.

[0061]

[Table 8]

No.		焼入れ歪み量 (%)		粒界酸化層深さ (μm)	焼入れ不良層深さ (μm)	有効硬化層深さ (mm)	回転曲げ疲労強度 (N/mm ²)	歯車疲労耐久力 (Nm)	かじりの有無	歯車芯部の強度 (N/mm ²)	歯車芯部の衝撃値 (J/cm ²)
		平均	片側								
本発明鋼	1	0.03	0.01	2	0	0.57	740	330	なし	985	76
	2	0	0	2	0	0.52	730	315	なし	920	80
	3	0.46	0.05	2	0	0.60	775	360	なし	1035	88
	4	0.02	0	1	0	0.62	750	345	なし	1025	85
	5	0.08	0.03	2	0	0.60	750	350	なし	990	95
	6	0.90	0.11	2	0	0.76	795	380	なし	1180	105
	7	0	0	2	0	0.53	735	320	なし	920	85
	8	0.53	0.05	1	0	0.65	780	370	なし	1050	94

[0062]

[Table 9]

No.		焼入れ歪み量 (%)		粒界酸化層深さ (μm)	焼入れ不良層深さ (μm)	有効硬化層深さ (mm)	回転曲げ疲労強度 (N/mm ²)	歯車疲労耐久力 (Nm)	かじりの有無	歯車芯部の強度 (N/mm ²)	歯車芯部の衝撃値 (J/cm ²)
		平均	片側								
本発明鋼	9	0.02	0	2	0	0.53	740	325	なし	940	96
	10	0	0	1	0	0.55	785	365	なし	930	95
	11	0.05	0.01	2	0	0.57	735	330	なし	980	98
	12	0.03	0.01	1	0	0.58	730	320	なし	975	95
	13	0.42	0.04	2	0	0.65	780	365	なし	1045	93
	14	0.25	0.02	1	0	0.61	765	360	なし	1040	84
	15	0.87	0.07	2	0	0.80	780	360	なし	1200	78

[0063]

[Table 10]

	No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	フィッ グの有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	片方								
比較鋼	16	1.15	0.21	2	1	0.85	705	310	なし	1300	55
	17	0	0	4	3	0.48	680	280	有り	880	120
	18	2.10	0.56	5	4	0.52	690	265	有り	920	37
	19	0.03	0.01	11	10	0.65	710	295	有り	1020	35
	20	1.15	0.12	4	3	0.76	700	285	有り	1150	45
	21	2.10	0.70	6	5	0.64	690	270	有り	1010	44
	22	0.94	0.15	3	2	0.81	700	280	有り	1250	84
	23	0.85	0.14	14	12	0.85	710	295	有り	1200	37

[0064]

[Table 11]

	No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	フィッ グの有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	片方								
従来鋼	24	2.30	0.85	16	15	0.58	685	285	有り	980	64
	25	2.85	0.90	17	16	0.63	690	300	有り	1080	82
	26	2.65	0.75	18	14	0.60	705	290	有り	985	85
	27	3.40	1.12	16	15	0.83	720	305	有り	1140	42

[0065]

[Table 12]

	No.	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久時間 (h)	フィッ グの有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	片方								
本発明鋼	201	0.06	0.01	1	0	0.83	755	850	なし	1030	90
	202	0	0	2	0	0.58	740	320	なし	980	95
	203	0.41	0.05	1	0	0.70	780	360	なし	1180	85
	204	0.25	0.03	1	0	0.65	770	350	なし	1080	83
	205	0	0	2	0	0.57	750	350	なし	970	105
	206	0.88	0.09	1	0	0.88	780	370	なし	1280	85
	207	0.11	0.03	2	0	0.65	780	360	なし	1050	95
	208	0.20	0.04	1	0	0.70	775	365	なし	1120	130

[0066]

[Table 13]

	No	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久試験 (Nm)	フィッ グの有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	バラツキ								
比較鋼	216	1.31	0.28	2	1	0.93	790	385	なし	1320	74
	217	0	0	5	3	0.50	660	275	有り	870	35
	218	1.10	0.09	6	4	1.05	680	280	有り	1250	37

[0067]

[Table 14]

	No	焼入れ歪み量 (%)		粒界 酸化層 深さ (μm)	焼入れ 不良 層深さ (μm)	有効 硬化層 深さ (mm)	回転曲げ 疲労強度 (N/mm^2)	歯車 疲労耐 久試験 (Nm)	フィッ グの有無	歯車 芯部の 強度 (N/mm^2)	歯車 芯部の 衝撃値 (J/cm^2)
		平均	バラツキ								
従来鋼	224	2.35	0.65	15	14	0.56	680	280	有り	990	65
	225	2.75	0.72	20	18	0.62	685	290	有り	1085	88
	226	2.60	0.70	15	13	0.58	715	300	有り	970	90
	227	3.40	1.10	16	15	0.83	735	310	有り	1185	38

[0068] (2) Ferrite area %: of the non-carburizing section, next a test piece [finishing / the amount measurement of carburization hardening distortion] were used, ferrite area % of the ferrite-martensite two phase organization of the non-carburizing section after carburization hardening / annealing of each sample offering steel was measured by the speculum trial, it was defined as ferrite area [inside a gear tooth] %, and the measurement result was shown.

[0069] Rotation bending fatigue property : (3) Extract a test piece with a parallel part diameter of 10mm from round bar steel with a diameter of 20mm. Prepare the rotation bending fatigue test specimen which attached notching (stress concentration factor $\alpha=1.8$) with a depth [of this and the direction of a right angle] of 1mm to the parallel part over all peripheries, and on the same conditions as having given to the navy C test piece to this test piece shot-peening processing after performing carburization hardening / tempering processing (it mmA(s) arc height: -- 0.6 --)